UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA NAVAL E OCEÂNICA

IAGO DA SILVA SANTOS

**Investigação da fratura dúctil no aço A285 usando um modelo numérico de dano
dependente da triaxialidade de tensões e do ângulo de Lode**

São Paulo

2022

IAGO DA SILVA SANTOS

**Investigação da fratura dúctil no aço A285 usando um modelo numérico de dano
dependente da triaxialidade de tensões e do ângulo de Lode**

Versão Corrigida

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção do título
de Mestre em Ciências.

Área de Concentração Engenharia Naval e
Oceânica

Orientador: Prof. Dr. Diego Felipe Sarzosa Burgos

São Paulo

2022

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Santos, Iago

Investigação da fratura dúctil no aço A285 usando um modelo numérico de dano dependente da triaxialidade de tensões e do ângulo de Lode / I. Santos -- versão corr. -- São Paulo, 2022.

106 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica.

1.Mecânica da fratura 2.Fratura dúctil 3.Modelo de dano 4.Indústria offshore I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica II.t.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Diego Felipe Sarzosa Burgos, pela orientação e suporte essenciais para o desenvolvimento de minha pesquisa.

Aos colegas do NAMEF, pela amizade, convívio e troca de conhecimentos fundamentais para a minha formação. Em especial ao Marcus Nathan, pelas mentorias e ajudas cotidianas.

Ao Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, por toda a estrutura concedida que permitiu o desenvolvimento da pesquisa.

À CAPES, pela bolsa concedida.

À minha família: Rosenaide Nunes, Claudionor Santos, Ana Cristina Santos, Débora Neves e demais familiares; aos meus amigos: Daniel Feitosa, Taiane Santana e Zilmar Júnior. Por todo amor e apoio recebido nesses últimos anos que permitiram a conclusão de meu objetivo.

RESUMO

A pesquisa consistiu numa investigação numérica a respeito da fratura dúctil no aço ASTM A285 Grau C usando o método dos elementos finitos por meio de um modelo de dano fenomenológico. O modelo de dano trabalhado é composto por um critério de iniciação da fratura dependente da triaxialidade e do parâmetro do ângulo de Lode acoplado a uma lei de evolução do dano pós iniciação da fratura. Uma série de ensaios experimentais incluindo barras axissimétricas e corpos de prova planos submetidos à tração axial foram executados para calibração do critério de iniciação. A calibração da lei de evolução do dano foi realizada com testes de tenacidade à fratura em corpos de prova de flexão SE(B) com trinca profunda. A validade do modelo de dano foi verificada com novos testes de tenacidade à fratura incluindo flexão em SE(B) com trinca rasa e tração em C(T) e SE(T). Comparações entre resultados experimentais e numéricos mostraram boas adequações destes, indicando uma calibração satisfatória do modelo. O procedimento numérico calibrado foi usado no desenvolvimento de um estudo paramétrico em dutos com trincas superficiais submetidos a carregamentos combinados de tração e pressão interna, investigando os efeitos das aplicações dos carregamentos e dos parâmetros geométricos das trincas na capacidade de deformação destes. Observou-se que o acréscimo na pressão interna e o aumento das dimensões da trinca reduzem a capacidade dos dutos em deformar axialmente, confirmando a criticidade destas variáveis na avaliação da integridade estrutural de dutos.

Palavras-chave: Fratura Dúctil. Dano. Triaxialidade. Ângulo de Lode. Capacidade de Deformação.

ABSTRACT

The research consists of a numerical investigation of the ductile fracture in ASTM A285 Grade C steel using the finite element method through a phenomenological damage model. The adopted damage model is composed of a fracture initiation criterion dependent on triaxiality and the Lode angle parameters coupled with a law of damage evolution after fracture initiation. A series of experimental tests including axisymmetric bars and flat specimens subjected to axial traction were carried out to calibrate the initiation criterion. Calibration of the damage evolution law was performed with fracture toughness tests on SE(B) bend deep crack specimens. The validity of the damage model was verified with new fracture toughness tests including SE(B) bend shallow crack and tensile C(T) and SE(T) specimens. Comparisons between experimental and numerical results show good agreement among the data, indicating a correct model calibration. The calibrated numerical procedure was applied to conduct a parametric study in pipe with superficial cracks subjected to combine tensile and internal pressure loadings. The purpose was to investigate the effects of the application of the simultaneous loads and the geometric parameters defining the cracks on their strain capacity. It was observed that the internal pressure and crack dimensions increase reduce the capacity of the pipelines to deform axially, confirming the criticality of these variables in the assessment of the structural integrity of pipelines.

Keywords: Ductile Fracture. Damage. Triaxiality. Lode Angle. Strain Capacity.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Oferta interna de energia no Brasil 2010 – 2019 [1]	16
Figura 2 - Evolução da produção de petróleo, por localização (terra e mar) [2]	17
Figura 3 - Evolução da produção de gás natural, por localização (terra e mar) [2]	17
Figura 4 - Propagação de trinca circunferencial em duto [4]	18
Figura 5 - Representação geométrica dos parâmetros η e θ no espaço das tensões principais [14]	24
Figura 6 - Relações do ângulo de Lode com o parâmetro do ângulo de Lode, parâmetro de Lode e o terceiro invariante normalizado [16].	25
Figura 7 - Etapas da falha dúctil (a) Inclusões e partículas de segunda fase. (b) e (c) Surgimento e crescimento de vazios. (d) e (e) Coalescência dos vazios. (f) Fratura do material [21].	26
Figura 8 – Coalescência de furos em placa de cobre a) orientados à 15° b) orientados à 45° [26]	27
Figura 9 – Curva de fratura $\varepsilon_f \times \eta$ construída por Cuenca e Sarsoza [34] com o modelo de Hancock e Mackenzie.....	31
Figura 10 – Corpos de prova cilíndricos lisos e entalhados [35]	31
Figura 11 - Esboço da amostra no estado plano de deformações sem entalhe.....	35
Figura 12 – Placa plana entalhada: corpo de prova com fratura sob estado plano de deformações [46].	35
Figura 13 – Corpos de prova utilizados na construção do local de fratura. (a) Cisalhamento puro (b) Tração e cisalhamento combinados (c) Compressão [27].	36
Figura 14 - Curva de fratura $\varepsilon_f \times \eta$ do alumínio Al 2024-T351 incluindo testes de cisalhamento e compressão [27].....	37
Figura 15 - Superfície de fratura do Al 2024-T351 proposta por Bai e Wierzbicki [47].	38
Figura 16 Principais testes usados na calibração da superfície de fratura em função de η e θ [47].	39
Figura 17 - Iniciação da fratura em uma curva de tensão-deformação [30].....	43
Figura 18 - Efeitos da evolução do dano (a) amolecimento do escoamento e degradação da elasticidade [59] (b) Comportamento do fator de suavização exponencial [61].	44
Figura 19 - Modelo de iniciação e propagação do dano com amolecimento do material [62].	45
Figura 20 – Etapas de calibração do modelo de dano investigado	46
Figura 21 – Registro fotográfico dos corpos de provas axissimétricos lisos [34].	48

Figura 22 - Curva de tensão verdadeira x deformação plástica verdadeira para o aço ASTM A285 Grau C.....	49
Figura 23 – Dimensões principais dos corpos de prova axissimétricos entalhados	50
Figura 24 - Registro fotográfico dos corpos de provas axissimétricos lisos [34].....	50
Figura 25 - Curva de engenharia para o teste de tração com corpo de prova axissimétrico entalhado R1	51
Figura 26 - Curva de engenharia para o teste de tração com corpo de prova axissimétrico entalhado R2	51
Figura 27 - Curva de engenharia para o teste de tração com corpo de prova axissimétrico entalhado R3	52
Figura 28 – Dimensões dos corpos planos entalhados (a) PE3_44 (b) PE6_70 (c) PE16_80. Medidas em mm.	53
Figura 29 - Corpos de provas ensaiados – da esquerda para direita: PE3_44; PE6_70; PE16_80	53
Figura 30 – Configuração dos testes executados com corpos de prova planos.....	54
Figura 31 – Perfil da superfície do entalhe após execução do teste de tração.....	54
Figura 32 - Curva de engenharia tensão-deformação do corpo de prova plano PE3_44	55
Figura 33 - Curvas de engenharia tensão-deformação dos corpos de prova plano PE6_70.....	55
Figura 34 - Curvas de engenharia tensão-deformação dos corpos de prova plano PPE16_80	55
Figura 35 – Representação esquemática dos ensaios de fratura com SE(B).....	57
Figura 36 - Curvas P-CMOD para ensaios de flexão de SE(B) trinca profunda ($a/W = 0,5$)	57
Figura 37 - Curvas P-CMOD experimentais dos ensaios de flexão de SE(B) trinca rasa ($a/W = 0,2$)	57
Figura 38 - Representação esquemática dos ensaios de fratura com SE(T) [66]	58
Figura 39 - Curva P-CMOD experimental do ensaio de tração com SE(T).....	58
Figura 40 - Representação esquemática dos ensaios de fratura com C(T).....	59
Figura 41 – Testes de fratura com C(T) (a) Perfil do corpo de prova C(T) $B = 19\text{ mm}$ (b) Configuração do ensaio do C(T) $B = 3,5\text{ mm}$	59
Figura 42 – Registros dos C(T) (a) após término dos ensaios. $B = 3,5\text{ mm}$ (à esq.) e $B = 19\text{ mm}$ (à dir.)	60
Figura 43 - Curvas P-CMOD para ensaios de C(T) com $B = 3,5\text{ mm}$	60
Figura 44 – Pré-trincas com corpos de prova C(T) $B = 3,5\text{ mm}$ (a) Experimento 01 (b) Experimento 02	61

Figura 45 - Curvas P-CMOD para ensaios de C(T) com $B = 6 \text{ mm}$ e $B = 19 \text{ mm}$	61
Figura 46 - Históricos de $\theta\text{-}\epsilon\epsilon q$ para os corpos de prova axissimétricos R1, R2 e R3.....	63
Figura 47 - Modelagem das placas planas entalhadas no Abaqus (a) vista de perfil (b) vista inferior (c) vista superior (d) vista isométrica	64
Figura 48 - Malha em Elementos Finitos do corpo de prova PE6_70.....	65
Figura 49 - Previsão numérica da curva de engenharia - PE3_44.....	66
Figura 50 - Previsão numérica da curva de engenharia - PE6_70.....	66
Figura 51 - Previsão numérica da curva de engenharia - PE16_80.....	67
Figura 52 - Históricos de $\eta\text{-}\epsilon\epsilon q$ dos corpos de prova planos PE3_44, PE6_70 e PE16_80	68
Figura 53 - Históricos de $\theta\text{-}\epsilon\epsilon q$ dos corpos de prova planos PE3_44, PE6_70 e PE16_80	68
Figura 54 – Superfície de iniciação do dano no espaço $(\eta, \xi, \epsilon f)$	70
Figura 55 - Modelo em EF SE(B) trinca profunda ($a/W = 0,5$)	71
Figura 56 - Curvas P-CMOD SEB $a/W = 0,5$ com e sem amolecimento definido	72
Figura 57 – Detalhe da trinca para os SE(B) com trinca rasa (a) com entalhe lateral (b) sem entalhe lateral.....	73
Figura 58 - Modelagem em EF do SE(T) $a/W = 0,35$	73
Figura 59 - Curvas P-CMOD SE(B) $a/W = 0,2$ com e sem entalhe lateral.....	74
Figura 60 - Curvas P-CMOD SE(T).....	74
Figura 61 - Modelo em EF C(T) $B = 3,5 \text{ mm}$ / Padrão de malha usado no C(T) $B = 6 \text{ mm}$ e $B = 19 \text{ mm}$	75
Figura 62 - Curvas P-CMOD C(T) $B = 3,5 \text{ mm}$	76
Figura 63 - Curvas P-CMOD C(T) $B = 6 \text{ mm}$	76
Figura 64 - Curvas P-CMOD C(T) $B = 19 \text{ mm}$	76
Figura 65 - Mapeamento da triaxialidade η nos ensaios de fratura.....	78
Figura 66 - Mapeamento do ângulo de Lode θ nos ensaios de fratura.....	79
Figura 67 - Previsão numérica da curva P-CMOD do SE(T) usando modelo de dano dependente apenas de η	79
Figura 68 - Previsão numérica da curva P-CMOD do C(T) $B = 3,5 \text{ mm}$ com modelo dependente apenas de η	79
Figura 69 - Previsão numérica da curva P-CMOD do C(T) $B = 19 \text{ mm}$ com modelo dependente apenas de η	80
Figura 70 - Representação esquemática das seções transversal e longitudinal do duto com trinca semi-elíptica superficial.....	83

Figura 71 - Modelo em EF do duto com trinca semi-elíptica superficial	85
Figura 72 – Aplicações de restrições e carregamentos no modelo do duto.....	85
Figura 73 – Verificação da variação da deformação remota em função da região de medição.....	86
Figura 74 - Curvas carga-deformação axial para duto com $t = 25,4$ mm, $a/t = 0,2$ e $2c = 50$ mm submetido a diferentes níveis de P_i	87
Figura 75 - Curvas carga – deformação axial para duto com $t = 25,4$ mm, $a/t = 0,5$ e $2c = 50$ mm submetido a diferentes níveis de P_i	88
Figura 76 - Deformações críticas para dutos com $t = 25,4$ mm, $2c = 50$ mm e $a/t = 0,2$ e $0,5$	88
Figura 77 - Curvas carga-deformação axial para duto com $t = 25,4$ mm, $a/t = 0,2$ e $2c = 100$ mm submetido a diferentes níveis de P_i	89
Figura 78 - Deformações críticas para dutos com $t = 25,4$ mm, $a/t = 0,2$ e $2c = 50$ mm e 100 mm	89
Figura 79 - Curvas carga-deformação axial para duto com $t = 12,7$ mm, $a/t = 0,2$ e $2c = 50$ mm submetido a diferentes níveis de P_i	90
Figura 80 - Deformações críticas para dutos com $a/t = 0,2$, $2c = 50$ mm e com $t = 12,7$ mm e $t = 25,4$ mm	91
Figura 81 – Comparações entre a equação de previsão da CDT e o modelo numérico	94
Figura 82 - Deformações principais no elemento crítico do corpo de prova PE3_44.....	103
Figura 83 - Deformações principais no elemento crítico do corpo de prova PE6_70.....	103
Figura 84 - Deformações principais no elemento crítico do corpo de prova PE16_80.....	103
Figura 85 - Curvas J-R para as amostras de aço ASTM A285 Grau C [64]	105

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Valores θ , θ , μ e ξ para três condições de carregamentos notáveis.....	25
Tabela 2 - Descrição dos carregamentos, geometrias e faixas de triaxialidade obtidas nos ensaios de Bao e Wierzbicki	36
Tabela 3 - Resumo dos ensaios experimentais executados	47
Tabela 5 - Propriedades elastoplásticas para o Aço A285 Grau C.....	48
Tabela 6 - Resumo dos ensaios experimentais executados	62
Tabela 7 – Valores críticos de η e ϵf para as amostras axissimétricas R1, R2 e R3	63
Tabela 7 - Valores críticos de η , θ e ϵf para as amostras axissimétricas R1, R2 e R3	64
Tabela 8 – Relações entre as deformações críticas de engenharia e plásticas equivalentes.....	67
Tabela 9 - Valores críticos de η , θ e ϵf para as amostras planas PPE3_44, PPE6_70 e PPE16_80	68
Tabela 10 – Pontos críticos dos testes para calibração do critério de iniciação da fratura.....	69
Tabela 11 – Dimensões dos parâmetros geométricos variados	84
Tabela 12 – Matriz de calibração da equação de previsão da CDT de dutos	94
Tabela 13 - Coeficientes da equação de previsão da CDT	104

LISTA DE SÍMBOLOS

$I_1, I_2 \text{ e } I_3$	Invariantes do tensor de tensões
$J_1, J_2 \text{ e } J_3$	Invariantes do tensor desviador
$\bar{\sigma}$	Tensão equivalente de von Mises
η	Triaxialidade de tensões
θ	Ângulo de Lode
$\bar{\theta}$	Parâmetro do ângulo de Lode
μ	Parâmetro de Lode
$\bar{\epsilon}_{eq}$	Deformação plástica equivalente
$\bar{\epsilon}_f$	Deformação plástica equivalente na fratura ou deformação plástica crítica
$\bar{\epsilon}_f^{(-)}, \bar{\epsilon}_f^{(0)} \text{ e } \bar{\epsilon}_f^{(+)}$	Limites da fratura
$\bar{u}_f^{pl}$	Deslocamento plástico efetivo até a fratura
m	Expoente de amolecimento
D	Variável de controle do dano
E	Módulo de Young
σ_Y	Tensão de escoamento
σ_u	Tensão última
A	Coefficiente de resistência
n	Expoente de encruamento
σ_θ	Tensão circunferencial
P_i	Pressão interna
D	Diâmetro nominal do duto
$2c$	Comprimento da trinca

a	Profundidade da trinca
t	Espessura da parede do duto
e	Desalinhamento, excentricidade
λ	Razão de resistência entre material de solda e de base
δ	Abertura da ponta da trinca (CTOD)

LISTA DE SIGLAS E ABREVIACÕES

EF	Elementos Finitos
RVE	Elemento de volume representativo
CDM	Mecanismos de dano contínuo
MC	Critério de Mohr Coloumb
MCM	Critério de Mohr Coloumb Modificado
C3D8R	Elementos cúbicos com integração reduzida
ELU	Elongação uniforme
CMOD	Abertura da boca da trinca
CTOD	Abertura da ponta da trinca
SBD	Projeto baseado em deformações
CDT	Capacidade de deformação em tração
CPF	Carregamento controlado por força
CPD	Carregamento controlado por deslocamentos

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
1.1.	OBJETIVOS	20
2	FRATURA DÚCTIL	21
2.1	CARACTERIZAÇÃO DOS ESTADOS DE TENSÕES	21
2.1.1	Tensão Equivalente de von Mises, σ	22
2.1.2	Triaxialidade de Tensões, η	22
2.1.3	Parâmetro do ângulo de Lode, θ	23
2.2	MECANISMOS DE FRATURA DÚCTIL	25
2.3	MODELOS DE DANO DÚCTIL.....	28
2.4	EFEITOS DO TERCEIRO INVARIANTE NA FRATURA DÚCTIL.....	33
3	MODELAGEM COMPUTACIONAL DA FRATURA DÚCTIL	40
3.1	INICIAÇÃO DA FRATURA	40
3.2	LEI DE EVOLUÇÃO DO DANO.....	43
3.3	SINTETIZAÇÃO DA CALIBRAÇÃO DO MODELO DE DANO	46
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	47
4.1.	CORPOS DE PROVA AXISSIMÉTRICOS	47
4.1.1	Corpos de prova axissimétricos lisos – propriedades elasto-plásticas	47
4.1.2	Corpos de prova axissimétricos entalhados.....	49
4.2.	CORPOS DE PROVA NO ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÕES	52
4.3.	ENSAIOS DE FRATURA	56
4.3.1.	Ensaio de Flexão – SE(B).....	56
4.3.2.	Ensaio de Tração – SE(T).....	58
4.3.3.	Ensaio de amostras compactas de tensão – C(T)	58
5	CALIBRAÇÃO E VALIDAÇÃO DO MODELO DE DANO	62
5.1.	CALIBRAÇÃO DO CRITÉRIO DE INICIAÇÃO DA FRATURA – MCM	62

5.1.1. Barras axissimétricas entalhadas	62
5.1.2. Placas entalhadas	64
5.1.3. Construção da superfície de iniciação da fratura.....	68
5.2. CALIBRAÇÃO DA LEI DE EVOLUÇÃO DO DANO	70
5.3. VALIDAÇÃO DO MODELO DE DANO	72
5.3.1. SE(B) com trinca rasa e SE(T).....	72
5.3.2 Corpos compactos de tensão	75
5.3.3 Estados de tensões	77
5.3.3 Discussão dos resultados	80
6 CAPACIDADE DE DEFORMAÇÃO DE DUTOS.....	82
6.1. EFEITOS DA PRESSÃO INTERNA, P	86
6.2. EFEITOS DA PROFUNDIDADE DA TRINCA, a	87
6.3. EFEITOS DO COMPRIMENTO DE TRINCA, $2c$	89
6.4. EFEITOS DA ESPESSURA DO DUTO, t	90
6.5. FORMULAÇÃO EMPÍRICA PARA PREVISÃO DA CTD DE DUTOS	91
7 CONSIDERAÇÕES FINAIS E TRABALHOS FUTUROS.....	95
REFERÊNCIAS.....	97

1 INTRODUÇÃO

O Balanço Energético Nacional (BEN) do ano de 2019 apontou que o petróleo e seus derivados se mantiveram durante a última década como a principal fonte de energia do Brasil, correspondendo em média a 36% da oferta interna de energia do país. Outra significativa fonte de energia é o gás natural, representando uma parcela de aproximadamente 12%. Ambas as fontes têm grande utilização principalmente pelos setores industriais e de transportes. A Figura 1 mostra a evolução da oferta interna de energia no Brasil na última década.

Figura 1 - Oferta interna de energia no Brasil 2010 – 2019 [1]

No Anuário Estatístico Brasileiro do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis 2021, elaborado pela Agência Nacional de Petróleo (ANP), é informado que em 2020 a produção nacional de petróleo apresentou alta de 5,7% na comparação anual, atingindo 1,1 bilhão de barris (média de 2,9 milhões de barris por dia), com a produção em mar correspondendo a 96,8% do total. A produção de gás natural manteve crescimento pelo nono ano consecutivo, com aumento de 4,3%, totalizando 46,6 bilhões de m³ em 2020. De campos em mar vieram 84% do gás natural produzido no País, totalizando 39,2 bilhões de m³, aumento anual de 7,5%. Os gráficos presentes nas Figuras 2–3 mostram a evolução da produção de petróleo e gás natural na última década, destacando o local da produção em terra (faixas vermelhas) e mar (faixas azuis). Observa-se que o meio marítimo é o grande abrigo destas fontes de energia.

Figura 2 - Evolução da produção de petróleo, por localização (terra e mar) [2]

Figura 3 - Evolução da produção de gás natural, por localização (terra e mar) [2]

Diante do crescimento estável do setor e de sua importância para o desenvolvimento econômico do país, investimentos em tecnologias são realizados com o intuito de otimizar e reduzir custos nas produções do petróleo e gás natural. Pesquisas acerca da infraestrutura de exploração, transporte e armazenamento dos combustíveis são conduzidas objetivando a garantia de melhorias financeiras, operacionais e seguracionais durante a execução de atividades *offshore* ou *onshore*.

Dentre os equipamentos que compõe as instalações das linhas de produção, os dutos de extração e/ou transporte de petróleo e gás representam uma grande da infraestrutura destas atividades. Com o advento da produção de petróleo em grandes profundidades (pré-sal), bem

como com o aumento da exploração de gás natural, foi gerada uma demanda crescente pela fabricação de extensos dutos para o transporte de combustíveis desses campos de exploração localizados em grandes profundidades até as refinarias e terminais em terra.

Devido a ação de correntes marítimas, dos movimentos das ondas e da terra, linhas dutoviárias são constantemente submetidas a carregamentos de diferentes naturezas, frequências e agressividade, podendo ter sua integridade estrutural comprometida durante a operação. Yoosef [3] discorreu acerca dos carregamentos solicitantes e modos de falha em dutos. No mar, estas podem sofrer grandes deformações longitudinais durante o seu lançamento em águas profundas ou ao operarem em altas temperaturas e pressões. A flambagem pode ocorrer devido às altas temperaturas e pressão e ao arrasto associado à ação de ondas e correntes marítimas. Em dutos terrestres, pode ocorrer flambagem por conta de grandes variações de temperatura e baixa resistência do solo com sedimento deste nos locais onde os dutos estão instalados [3].

Em adição à agressividade do meio, é comum o aparecimento de trincas associadas a defeitos advindos das etapas de fabricação e instalação dos tubos, soldagem, fadiga, processos de corrosão, fragilização por hidrogênio, etc. A Figura 4 contém um registro da propagação de uma trinca circunferencial em um duto devido à baixa qualidade da solda e a ação de carregamentos externos.

Figura 4 - Propagação de trinca circunferencial em duto [4]

Em razão da importância destas estruturas, a impossibilidade de lhes manter livres de defeitos e a agressividade do meio de operação, atividades de projeto e monitoramento são tomadas como grandes desafios na indústria petrolífera, sendo necessária a utilização de procedimentos de avaliação que forneçam avaliações confiáveis acerca da condição operacional da estrutura incorporando a influência destes defeitos. Comumente são usados dois tipos de metodologias para projetos ou avaliação de integridade estrutural, sendo baseadas em tensão (*Stress-Based Design*) ou em deformação (*Strain-Based Design – SBD*). Na primeira, considera-se que a tensão atuante na estrutura não irá superar uma tensão limite, geralmente utilizando o limite de escoamento como este valor crítico. Essa metodologia é caracterizada por seu conservadorismo ao não aproveitar a capacidade de alguns materiais de acomodarem deformações plásticas, fornecendo valores de resistência subdimensionados em situações nas quais uma tubulação opera com uma tensão plástica que exceda a sua tensão de escoamento, por exemplo [3].

Técnicas de projeto baseadas em deformações visam manter a integridade e possibilidade de manutenção de estruturas sob grandes níveis de deformações longitudinais, reconhecendo e aproveitando a capacidade do aço em deformar plasticamente sem a perda de sua integridade [5]. A maioria dos metais usados em estruturas marítimas sofrem grandes deformações plásticas antes que a fratura dúctil ocorra, fazendo com que o comportamento mecânico do material nestas condições seja melhor descrito por deformações que tensões. Técnicas de projeto baseadas em deformações são apropriadas em situações como estas, quando o comportamento mecânico do material, em pelo menos uma direção, é melhor descrito por deformações [5].

Um dos estados limites considerados pelas SDB é a fratura dúctil devido a presença de deformações plásticas no material. Sendo assim, a compreensão dos mecanismos da fratura dúctil tem sido objeto de muitos estudos por conta das possíveis aplicações em diversos campos da indústria, tanto na fase de projeto quanto na de operação. Esta pesquisa consiste na calibração de um modelo computacional para previsão da fratura dúctil em metais. Modelos de dano computacionais são usados para obtenção de resultados confiáveis na previsão da fratura dúctil sem a necessidade da realização de um grande número de testes experimentais. São propostos com o objetivo de vincular variáveis de campo (tensão, deformação, etc.) à evolução do dano em materiais por meio de uma função de ponderação definida fenomenologicamente (empírica) ou baseada em observações micromecânicas. Neste trabalho foi adotada uma abordagem fenomenológica para estudar a fratura dúctil em um aço tipicamente usado em vasos de pressão. A calibração dos coeficientes numéricos e a validação do modelo foram realizadas por meio de

ensaios experimentais e análises por Elementos Finitos (EF) de uma variedade de testes e corpos de prova.

A aplicabilidade do modelo de dano em problemas práticos de engenharia é demonstrada por meio de uma investigação numérica da capacidade de deformação de dutos pressurizados com trincas circunferenciais superficiais. A investigação realizada adota a deformação longitudinal global dos dutos como indicadora da integridade estrutural destes, caracterizando a metodologia usada como um caso de projeto baseado em deformação. Combinações de tração axial à pressão interna e variações nos parâmetros geométricos das falhas são adotadas para verificação dos seus efeitos na resistência à fratura dos dutos.

1.1. OBJETIVOS

O objetivo principal desta pesquisa é o estudo da fratura dúctil no aço A285 Grau C por meio da calibração e aplicação de um modelo numérico de dano dúctil disponível no software comercial Abaqus. O modelo calibrado deverá ser capaz de reproduzir resultados de ensaios experimentais de diversos corpos de prova fabricados do material investigado os quais serão apresentados e discutidos. O modelo é constituído por um critério de iniciação da fratura acoplado a uma lei de evolução do dano. A calibração do critério de iniciação da fratura será realizada com ensaios de tração de amostras entalhadas sem trincas dos tipos axissimétricas e planas. A adoção de diferentes geometrias tem como objetivo a investigação dos efeitos do terceiro invariante do tensor desviador, representado pelo parâmetro do ângulo de Lode, na iniciação da fratura. A calibração da lei de evolução do dano ou amolecimento do material e a validação do modelo serão realizadas por meio de ensaios de amostras de fratura em escala reduzida de modo a garantir a aplicabilidade do modelo em investigações práticas de fratura dúctil na indústria *offshore*.

Com o modelo estudado, objetiva-se a avaliação da sua aplicabilidade na previsão da capacidade de deformação em tração de dutos pressurizados. Para isso, análises numéricas por Elementos Finitos serão conduzidas usando dutos com trincas superficiais. Variações nas dimensões das trincas e na amplitude da pressão interna serão adotadas para verificação dos efeitos da geometria e do carregamento na capacidade de deformação dos dutos. As respostas obtidas com a aplicação do modelo serão comparadas a resultados oriundos de formulações empíricas disponíveis em trabalhos que se propuseram a investigar problemas semelhantes.

2 FRATURA DÚCTIL

Nesta seção são apresentados os cenários experimentais e numéricos para modelagem da fratura dúctil. Precedentemente, é importante a compreensão das definições de alguns termos usados nas seções a diante, sendo eles: falha, dano e fratura dúctil. A falha pode ser entendida como o instante em que uma estrutura ou componente mecânico perde sua capacidade de suportar cargas. De maneira genérica, ocorre devido à deformação elástica excessiva, escoamento excessivo ou fratura [6]. O dano dúctil está relacionado ao processo físico de deterioração progressiva do material, resultante da formação, crescimento e coalescência de microdefeitos, verificado macroscopicamente pela diminuição da rigidez e da resistência do material [7]–[8]. O avanço progressivo do dano tem como resultado a fratura, caracterizada pela perda total da integridade do material. A fratura dúctil ocorre quando essa perda é precedida por grandes deformações plásticas [9].

2.1 CARACTERIZAÇÃO DOS ESTADOS DE TENSÕES

Um estado triaxial de tensões ocorre quando três tensões principais atuam em um corpo [6]. Nestas condições, o tensor de tensões de 2ª ordem de Cauchy $[\sigma_{ij}]$ pode ser usado para caracterizar o estado de tensões.

$$[\sigma] = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{pmatrix} \quad \text{Eq. 1}$$

onde σ_{ii} representa as componentes de tensões normais e τ_{ij} as componentes cisalhantes atuantes no corpo. Em materiais isotrópicos as propriedades mecânicas independem do sistema de coordenadas adotado, portanto $[\sigma]$ é simétrico, com $\tau_{ij} = \tau_{ji}$ [6]. O tensor $[\sigma]$ pode ser escrito em função das três tensões principais σ_1 , σ_2 , e σ_3 como [8]:

$$[\sigma] = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix} \quad \text{Eq. 2}$$

O tensor $[\sigma]$ pode ainda ser desmembrado em duas partes: no tensor hidrostático, que comporta os esforços responsáveis por tração ou compressão puras e no tensor desviador, que contém as tensões cisalhantes [10], conforme:

$$[\sigma] = \sigma_m[I] + [S] \quad \text{Eq. 3}$$

em que $[S]$ é o tensor desviador, $[I]$ o tensor identidade e σ_m a tensão hidrostática ou tensão média. Alternativamente, a caracterização dos estados de tensões em um corpo pode ser realizada por meio dos invariantes destes tensores:

$$I_1 = \text{tr}([\sigma]) = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 \quad \text{Eq. 4}$$

$$J_2 = \frac{1}{2} [S]:[S] \quad \text{Eq. 5}$$

$$J_3 = \det[S] = \frac{1}{3} ([S] \cdot [S]:[S]) \quad \text{Eq. 6}$$

onde I_1 é o primeiro invariante do tensor de tensões $[\sigma]$ e J_2 e J_3 são os invariantes segundo e terceiro do tensor desviador $[S]$. Em estudos acerca dos mecanismos da fratura dúctil, a utilização dos invariantes ocorre por meio dos parâmetros que serão apresentados a seguir.

2.1.1 Tensão Equivalente de von Mises, $\bar{\sigma}$

A tensão equivalente de von Mises $\bar{\sigma}$ é oriunda do critério de von Mises, amplamente usado na previsão do escoamento em materiais dúcteis isotrópicos. O critério de von Mises sugere que o escoamento do material inicia quando o segundo invariante do tensor desviador excede um valor crítico k^2 :

$$J_2 = k^2 \quad \text{Eq. 7}$$

Relacionando a constante k à tensão de escoamento num ensaio de tração uniaxial, a tensão equivalente de von Mises em função das tensões principais é escrita por:

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J_2} = \sqrt{\frac{[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]}{2}} \quad \text{Eq. 8}$$

2.1.2 Triaxialidade de Tensões, η

Também referida simplesmente como triaxialidade, é a normalização da tensão hidrostática pela tensão equivalente de von Mises:

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} \quad \text{Eq. 9}$$

A tensão hidrostática corresponde à média das tensões principais. Sendo assim, é relacionada ao primeiro invariante do tensor de tensões por:

$$\sigma_m = \frac{I_1}{3} = \frac{(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{3} \quad \text{Eq. 10}$$

A tensão hidrostática é definida como a tensão que causa mudanças volumétricas em um sólido, sem alterar a sua forma [8]. Inicialmente foi considerada junto à deformação plástica como os principais fatores que afetam os mecanismos de fratura dúctil em metais. Isso fez com que estudos sobre modelos de dano adotassem a triaxialidade como principal parâmetro modificador da variável indicadora do dano [9].

2.1.3 Parâmetro do ângulo de Lode, $\bar{\theta}$

Nas últimas duas décadas ocorreram avanços na compreensão dos efeitos do terceiro invariante do tensor desviador nos mecanismos de fratura dúctil. Tais efeitos serão discutidos nos próximos tópicos. Modelos de danos foram modificados de modo a incluir parâmetros que representassem esses efeitos. Um destes parâmetros é o ξ chamado de terceiro invariante do tensor desviador normalizado, correspondente à normalização do J_3 por $\bar{\sigma}$, usado em [11]–[13]:

$$\xi = \frac{27J_3}{2\bar{\sigma}^3} = \frac{\left[\frac{27}{2}(\sigma_1 - \sigma_m)(\sigma_2 - \sigma_m)(\sigma_3 - \sigma_m)\right]}{\bar{\sigma}^3} \quad \text{Eq. 11}$$

No entanto, os parâmetros mais extensivamente usados são os relacionados ao chamado ângulo de Lode θ . Representando o estado de tensões no espaço das tensões principais, Bai e Wiezbircki [14] identificaram geometricamente o ângulo de Lode θ , conforme é mostrado na Figura 5. Inicialmente se decompõe o vetor tensão $\overrightarrow{AO}$ em uma componente hidrostática $\overrightarrow{OO'}$ e outra desviadora $\overrightarrow{O'A}$. O ângulo de Lode é definido sobre o plano desviador π como o menor ângulo formado entre a projeção do vetor tensão no plano desviador $\overrightarrow{O'A}$ e o eixo P da maior tensão principal, σ_1 .

Figura 5 - Representação geométrica dos parâmetros η e θ no espaço das tensões principais [14]

O ângulo de Lode é relacionado ao terceiro invariante do tensor desviador por meio da expressão [7]:

$$\xi = \frac{27J_3}{2\bar{\sigma}^3} = \cos(3\theta) \quad \text{Eq. 12}$$

Das Eq. 11 e 12 e da interpretação geométrica da Figura 5, verifica-se que θ está definido entre os ângulos 0 e $\pi/3$, resultando em uma imagem para ξ de -1 a 1 .

Bai e Wiezbircki [14] introduziram uma nova variação para o ângulo de Lode, normalizando-o como:

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{6\theta}{\pi} = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos(\xi) \quad \text{Eq. 13}$$

Também referido como parâmetro do ângulo de Lode (ou apenas parâmetro de Lode), $\bar{\theta}$ também está definido em uma faixa de valores entre -1 e 1 . Barsoum e Faleskog [15] usaram em seus estudos outra formulação para o cálculo do parâmetro de Lode, denominando-o por μ (Eq. 14). O parâmetro μ teve em sua primeira utilização o objetivo de verificar a influência da tensão principal intermediária σ_2 (considerando $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$) no escoamento [10].

$$\mu = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} \quad \text{Eq. 14}$$

A Figura 6 apresenta o gráfico desenvolvido por Lou e Huh [16] que mostra as relações do ângulo de Lode com os parâmetros ξ , $\bar{\theta}$ e μ . Observa-se a equivalência entre as definições do parâmetro de Lode dada por $\bar{\theta} \cong -\mu$. Para algumas condições de carregamentos consideradas notáveis, estes parâmetros assumem valores constantes. A Tabela 1 mostra os valores para três condições notáveis de carregamento: tensão uniaxial, estado plano de deformações e compressão uniaxial. Sendo assim, com os parâmetros $\bar{\sigma}$, η e θ (ou suas variações) é possível caracterizar completamente qualquer condição de carregamento [14].

Figura 6 - Relações do ângulo de Lode com o parâmetro do ângulo de Lode, parâmetro de Lode e o terceiro invariante normalizado [16].

Tabela 1 – Valores θ , $\bar{\theta}$, μ e ξ para três condições de carregamentos notáveis.

Condições de Carregamento	θ	$\bar{\theta}$	μ	ξ
Tensão Uniaxial	0	1	-1	1
Estado Plano de Deformações	$\pi/6$	0	0	0
Compressão Uniaxial	$\pi/3$	-1	1	-1

2.2 MECANISMOS DE FRATURA DÚCTIL

Os primeiros estudos acerca de modelos para previsões da fratura dúctil em metais buscaram compreender os efeitos da triaxialidade sobre a ductilidade destes [17]–[20]. Verificou-se que sob altas triaxialidades ($\eta > 1$), a fratura dúctil é governada pelo crescimento e coalescência de vazios ao redor de partículas de inclusões primárias e de segunda fase presentes na matriz do material [21]. A Figura 7 mostra um esquema dos fenômenos observados no processo da fratura dúctil. Quando um corpo é submetido à deformação plástica, a presença

de partículas na matriz do material a) pode acarretar em nucleação e crescimento de vazios em seu redor b) e c). Com a persistência de tensão plástica, os vazios cada vez maiores passam a interagir com vazios vizinhos d) e e) ocasionando a fratura do material f).

Figura 7 - Etapas da falha dúctil (a) Inclusões e partículas de segunda fase. (b) e (c) Surgimento e crescimento de vazios. (d) e (e) Coalescência dos vazios. (f) Fratura do material [21].

A nucleação dos vazios está relacionada à resistência, tamanho e forma das inclusões e partículas, além do encruamento da matriz do material [22]. Um vazio se forma em torno de uma partícula de segunda fase ou de uma inclusão quando é aplicada uma tensão capaz de quebrar as ligações interfaciais entre a partícula e a matriz [21]. A nucleação ocorre preferencialmente em partículas grandes devido a maior probabilidade da presença de pequenos defeitos facilitando a ruptura por deformação plástica [21]. Em matrizes macias há maior facilidade da nucleação ocorrer por meio de decoesão, enquanto que em matrizes rígidas é observada frequentemente a ruptura de partículas [23].

Os vazios crescerão por conta da tensão hidrostática e deformação plástica após a nucleação. Devido o pequeno volume inicial destes na matriz do material, considera-se que seu crescimento ocorre de forma independente para cada vazio, não havendo interação com vazios vizinhos nesta etapa. O incremento da deformação plástica levará o material à falha quando os

vazios atingirem um tamanho crítico, definido de acordo com o espaçamento entre estes e o estado de deformação plástica local. Por fim, a ruptura do corpo ocorrerá com a coalescência dos vazios [21].

Outro mecanismo de fratura dúctil existente é o cisalhamento de vazios, observado em baixas triaxialidades ($0 \leq \eta < 1/3$), geralmente associadas aos carregamentos de cisalhamento. Este tipo de fratura ocorre sob um ângulo de inclinação em relação à direção da tensão principal máxima, e o mecanismo é caracterizado pelos processos de nucleação e crescimento até a coalescência simultânea [22]. Achouri *et al.* [24] observaram por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) que num aço de alta resistência sob cisalhamento, os mecanismos de dano podem ser descritos por uma fase nucleação, baseada na fragmentação e/ou descolagem das inclusões na matriz, seguido de alongamento e rotações dos vazios na direção do cisalhamento antes do início da coalescência. Modelos micromecânicos de fratura dúctil foram desenvolvidos considerando a influência do cisalhamento dos vazios [19] [24] [25].

Weck *et al.* [26] obtiveram imagens da sequência de deformação de placas de cobre contendo furos orientados a: a) 15° e b) 45° em relação ao eixo de aplicação de um carregamento de tração (Figura 8). No primeiro caso, a coalescência ocorre por meio de um empescoamento interno do ligamento entre os furos. Para o caso orientado a 45° , a coalescência ocorre com o alongamento e rotação dos furos sob aproximadamente o mesmo ângulo em que estes estão dispostos.

Figura 8 – Coalescência de furos em placa de cobre a) orientados à 15° b) orientados à 45° [26]

Poucos estudos realizados investigaram o comportamento micromecânico da fratura dúctil sob triaxialidades negativas. Bao e Wierzbicki [27] estudaram a formação de trincas na fratura dúctil com $\eta < 0$. A partir da análise da superfície de fratura, não foram observadas evidências de partículas trincadas e vazios nucleados, além de uma superfície relativamente lisa em comparação à superfície ondulada obtida sob altas triaxialidades. Essas observações indicam que o processo de dano e formação de trincas ocorre devido a um mecanismo diferente da nucleação, crescimento e coalescência de vazios.

Outro ponto observado em estudos dos mecanismos da fratura dúctil é que na ausência de tensão hidrostática no material, como em ensaios de cisalhamento e torção puros, não é previsto o crescimento de vazios pois $\eta = 0$, mas fratura dúctil ainda é observada de acordo com os mecanismos de cisalhamento [22]. Estas observações realizadas principalmente em estudos com experimentos sob triaxialidades baixas e negativas induziram à conclusão de que o parâmetro η não é capaz de caracterizar sozinho todos os modos de fratura. Recentes evidências experimentais mostraram que a deformação plástica na fratura também depende do terceiro invariante do tensor desviador, o qual terá seus efeitos discutidos posteriormente.

2.3 MODELOS DE DANO DÚCTIL

Modelos de danos são propostos com a finalidade de vincular variáveis de campo (tensão, deformação, triaxialidade e etc.) à evolução do dano no material por meio de uma função de ponderação definida de forma empírica ou inspirada em observações micromecânicas [7] [28]. A principal classificação destes modelos se dá quanto ao acoplamento da variável de campo às equações constitutivas do modelo, dividindo-os em modelos de dano desacoplados ou acoplados. A seguir é realizada uma breve explanação sobre essa classificação destacando alguns modelos existentes.

2.3.1. Modelos desacoplados

Modelos desacoplados consideram que o processo de dano é independente do comportamento plástico do material, ou seja, pressupõe-se que o dano ao qual o corpo é submetido não influencia os estados de tensões e deformações. Esses modelos preveem a ocorrência da falha quando uma variável externa de controle, comumente representada por um escalar D , atinge um valor crítico [29].

Os primeiros modelos desacoplados foram fundamentados em suposições físicas ao associar os parâmetros de dano aos crescimentos de vazios. Neste cenário, destacaram-se os

desenvolvidos por McClintock [17] e Rice e Tracey [18], em que ambos se basearam na análise de um vazio isolado em uma matriz elastoplástica e negligenciaram a interação entre vazios vizinhos. Além dos modelos fundamentados fisicamente, há os baseados em evidências fenomenológicas, não havendo vinculação da variável de dano a nenhuma propriedade física [11] [30].

As principais vantagens da utilização de modelos desacoplados estão na facilidade de implementação em *softwares* que trabalham com elementos finitos e na pouca quantidade de coeficientes necessários a identificar, facilitando as suas calibrações. No entanto, o excesso de simplificações do comportamento mecânico do material tornam as suas aplicações limitadas, principalmente quando há presença de carregamentos complexos e grandes deformações plásticas, fazendo com que a variável de dano funcione apenas como uma indicadora na predição da falha [22]. Nestes modelos, os campos de tensões e deformações são inicialmente calculados com equações constitutivas elásticas, plásticas ou visco-plásticas. Em uma segunda etapa, esses resultados são usados para calcular a condição de iniciação de uma trinca com a ajuda de uma equação constitutiva de dano. Finalmente, o crescimento e a propagação da trinca são analisados por meio da mecânica da fratura, utilizando conceitos como fatores de intensidade de tensão, taxa de liberação de energia de deformação e etc [31].

Dentre os modelos existentes na literatura, o de crescimento de vazios proposto por Rice e Tracey [18] recebe destaque pela grande quantidade de aplicações em estudos e na indústria. O modelo foi iniciado com uma abordagem micromecânica ao analisar um vazio esférico em um sólido infinito, de material não encruável, submetido a um carregamento triaxial remoto (tensões e deformações principais diferentes de zero), tornando a sua forma elipsoidal. A taxa de variação do raio do vazio R foi equacionada por:

$$\frac{dR}{R_0} = 0,283 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\bar{\sigma}}\right) d\bar{\epsilon} \quad \text{Eq. 15}$$

sendo R_0 o raio inicial do vazio e $d\bar{\epsilon}_{eq}$ o incremento de deformação plástica equivalente. Marini *et al.* [32] verificaram experimentalmente esta expressão, obtendo resultados de acordo com a formulação, principalmente quanto à relação exponencial entre crescimento do vazio e triaxialidade. No entanto, o fator de proporcionalidade experimental que acompanha o termo exponencial foi maior que o teórico. Hancock e Mackenzie [30] integraram a Eq. 15 com os limites de integração partindo da configuração não deformada à deformada:

$$\int_{R_0}^R \frac{dR}{R} = \ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} 0,283 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\bar{\sigma}}\right) d\bar{\varepsilon} \quad \text{Eq. 16}$$

em que $\bar{\varepsilon}_f$ é a deformação plástica equivalente no instante da fratura ou deformação crítica. Considerando que a falha inicia quando o raio R atinge um valor crítico, R_c , e negligenciando variações na triaxialidade ($\sigma_m/\bar{\sigma}$), $\bar{\varepsilon}_f$ é expressa por:

$$\bar{\varepsilon}_f = \alpha \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\bar{\sigma}}\right) \quad \text{Eq. 17}$$

o termo $\alpha = [\ln(R_c/R_0)]/0,283$ é uma constante dependente da fração de volume das inclusões presentes na matriz do material [32]. Beremin [4] e Marini *et al.* [32] observaram que apesar de sofrer variações, a triaxialidade em função de $\bar{\varepsilon}_{eq}$ atinge um valor estável, tornando possível considerá-la constante. O critério de falha presente na Eq. 17 é reescrito como:

$$\bar{\varepsilon}_f = \alpha e^{-\beta\eta} \quad \text{Eq. 18}$$

sendo β uma segunda constante material obtida através de ajustes de resultados experimentais e η a triaxialidade.

A Figura 9 mostra uma curva típica gerada por este modelo ajustando resultados de ensaios de tração em corpos de prova cilíndricos (axissimétricos) lisos e com entalhes circulares centrais, semelhantes aos mostrados na Figura 10. A adoção de corpos de provas lisos e entalhados com diferentes raios de entalhe tem como objetivo proporcionar a fratura destes sob diferentes níveis de triaxialidade, tornando os ajustes mais confiáveis ao serem realizados tomando pontos com maiores dispersões [9]. Bridgman analisou a distribuição de tensões no centro de barras cilíndricas com entalhes circulares de diferentes raios, e observou que, na iniciação da fratura, a triaxialidade é inversamente proporcional ao raio do entalhe [33]. Esta investigação foi realizada no centro da barra devido ser o local de maior crescimento de vazios, e consequentemente, onde a coalescência ocorre inicialmente. Curvas como a da Figura 9 mostram as possíveis combinações de triaxialidades e deformações plásticas que farão o material falhar, recebendo assim comumente o nome de *locus fracture* (curva de fratura).

Figura 9 – Curva de fratura $\bar{\epsilon}_f \times \eta$ construída por Cuenca e Sarsoza [34] com o modelo de Hancock e Mackenzie

Figura 10 – Corpos de prova cilíndricos lisos e entalhados [35]

2.3.2. Modelos acoplados

Nos modelos constitutivos acoplados, as propriedades plásticas do material são consideradas função do dano acumulado, causando mudanças na microestrutura do material durante o processo de fratura [7] [36]. Do ponto de vista físico, a adoção desse acoplamento ocorre devido à natureza do dano, em que seu avanço resulta no aparecimento de microvazios e microtrincas relacionadas à redução de rigidez do sólido [31]. O procedimento de predição da

fratura consiste em uma etapa na qual as histórias dos campos de tensões, deformações e dano são obtidas simultaneamente. Uma macrotrinca é então considerada como um conjunto de pontos nos quais o dano local atingiu seu valor crítico ocasionando a fratura [31].

Kiran e Khandelwal [37] classificaram os modelos acoplados disponíveis na literatura em dois grupos: os baseados em micromecânica e os baseados no dano (ou fenomenológicos). Os primeiros são derivados de uma modelagem explícita da microestrutura por meio de simulações de células unitárias, enquanto que os baseados em dano simulam a evolução de microvazios, introduzindo variáveis internas de dano nas relações constitutivas.

Os modelos acoplados micromecânicos relacionam a fratura dúctil com a porosidade do material. Para isso, a matriz do material é tratada como um aglomerado de células não homogêneas (com a presença de vazios) e preveem a ocorrência da falha de acordo com o crescimento dos vazios [7], [38]. Stewart [27] observou que a modelagem da totalidade de microvazios presentes em uma estrutura é inviável devido às restrições computacionais. Uma solução adotada é o mapeamento local de uma quantidade limitada de microvazios para investigar o comportamento destes sob efeitos macroscópicos (tensão, deformação, escoamento e etc.). Nesta análise, cada vazio é modelado cercado pelo material não danificado (o material da matriz com base no qual as equações constitutivas são construídas) em um elemento de volume representativo (*Representative Volume Element* - RVE), também conhecido por célula unitária [39]. Por conta das diversas possibilidades de combinações de tamanho, forma, orientação e espaçamento dos vazios e da geometria do RVE, simplificações e suposições devem ser feitas para resolver o problema matemático da fratura dúctil usando esta abordagem [28].

Uma grande quantidade de modelos acoplados micromecânicos têm como base os estudos de Gurson [19], Tvergaard e Needleman [40], [41]. Um critério de escoamento plástico foi proposto ao considerar que cada RVE possui uma fração volumétrica f , definida como a relação entre o volume inicial do vazio e o volume da célula. Com o crescimento do vazio sob tensão hidrostática, f aumenta até atingir um valor crítico, fazendo com que a célula em que o vazio está presente perca sua capacidade de resistência, diminuindo a superfície de escoamento do material. Tvergaard e Needleman [40], [41] estenderam o modelo ao incluir os efeitos do mecanismo de coalescência dos vazios. Estas alterações foram de grande importância, fazendo com atualmente seja conhecido por modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN). A função que descreve a superfície de escoamento ϕ no modelo GTN é dada por:

$$\phi = \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_Y}\right)^2 - 2q_1f \cosh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\sigma_Y}\right) - 1 - q_3f^2 \quad \text{Eq. 19}$$

onde σ_Y é a tensão de escoamento e q_1 , q_2 e q_3 são fatores introduzidos no modelo para uma melhor predição da superfície de escoamento.

Os modelos acoplados fenomenológicos têm como base a teoria proposta por Lemaitre acerca dos mecanismos de dano contínuo (*Continuum Damage Mechanics* - CDM) [20]. Nesta abordagem o dano está associado a uma variável constitutiva interna contabilizada pela influência dos processos irreversíveis que ocorrem na microestrutura dos materiais, tais como, a nucleação e o crescimento de microvazios iniciados sob deformação plástica do material [22], [29]. No entanto, os modelos com essa base recebem o nome de fenomenológicos por conta do seu desenvolvimento ser essencialmente baseado em considerações macroscópicas [42].

Nestes modelos também é usado o conceito de RVE. Todavia, as células unitárias não compreendem um único vazio e sim uma densidade de microvazios. Considerando o fenômeno de dano sendo isotrópico, ele é definido por uma variável escalar D que representa essa densidade de microvazios presentes em um plano qualquer do corpo. Sendo ΔS a área da seção de um RVE, $(1 - D)\Delta S$ é a área que resiste efetivamente à carga, fazendo com que o elemento se torne incapaz de resistir a carregamentos quando $D = 1$ [31]. Um conceito de tensão relativa à área efetiva é usado:

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma_e}{(1 - D)} \quad \text{Eq. 20}$$

onde $\tilde{\sigma}$ é a tensão calculada em uma condição sem a presença de dano na célula unitária e σ_e é a tensão efetiva. Segundo a hipótese da equivalência de deformação [20], para um material em uma condição com $D > 0$, o comportamento da deformação deste é representado pelas equações constitutivas do material virgem (sem danos), enquanto que a tensão é substituída pela tensão efetiva [43].

2.4 EFEITOS DO TERCEIRO INVARIANTE NA FRATURA DÚCTIL

As primeiras conclusões acerca dos mecanismos da fratura dúctil foram obtidas por meio de estudos que utilizavam apenas corpos de prova cilíndricos, lisos ou entalhados, testados sob tração uniaxial. Os resultados destes testes tradicionalmente eram utilizados para calibração das curvas de fratura para diversos materiais. Bao [35] pontua o surgimento da necessidade de uma investigação detalhada sobre a ductilidade em corpos de prova de tração com geometrias

diferentes para um mesmo material, buscando assim compreender a fratura dúctil sob diferentes estados de tensões e deformações. Com isso, autores passaram a investigar o comportamento na fratura dúctil de novos corpos de provas, de modo a verificar os efeitos dos diferentes níveis de triaxialidade e de outros parâmetros, como o parâmetro do ângulo de Lode $\bar{\theta}$, relacionado ao terceiro invariante do tensor desviador. Sendo assim, a seguir serão apresentados estudos notáveis desta natureza e as suas contribuições para o entendimento da fratura dúctil de metais.

2.4.1. Estado Plano de Deformações

Corpos de prova no estado plano de deformações usados no estudo da fratura dúctil devem desenvolver deformações ao longo da direção da largura próximas à zero durante um ensaio de tração uniaxial [9]. A geometria plana mostrada na Figura 11 é a principal utilizada na calibração de modelos de dano dúctil ao se considerar o estado plano de deformações. Esta geometria é considerada um corpo de prova plano sem entalhe. Clausen [44] observou que o estado de deformação plana deve resultar em uma resistência à tração final mais alta do que a observada para corpos de tração com axissimétricos sem entalhes, todavia a deformação na fratura na condição de deformação plana é menor.

Hancock [45] usou uma versão modificada de geometria plana introduzindo entalhes em “U” no centro desta, resultando em corpos de prova semelhantes aos mostrados na Figura 12. Executaram testes experimentais e numéricos comparativos entre estes corpos de provas e axissimétricos entalhados. Verificaram que no estado plano de deformações a deformação plástica crítica também decai em função da elevação da triaxialidade, sendo esta inversamente proporcional ao raio do entalhe. Também foram observadas divergências nas deformações plásticas críticas entre os dois tipos de geometria, em que os autores as justificaram apenas devido as diferenças de triaxialidades.

Bai *et al.* [46] buscaram reavaliar as conclusões anteriores ao executar ensaios experimentais e numéricos com corpos de prova no estado plano de deformações e axissimétricos, ambos entalhados. Observaram analiticamente e experimentalmente ambos tipos de amostras possuem a mesma faixa de triaxialidade, no entanto o parâmetro do ângulo de Lode diverge entre as duas geometrias, sendo $\bar{\theta} = 1$ para os corpos axissimétricos e $\bar{\theta} = 0$ para os corpos no estado plano de deformações. Foi proposta a criação de um local de fratura para cada tipo de geometria, observando-se que a deformação plástica na fratura é menor no estado plano de deformações quando comparado ao estado axissimétrico sob um mesmo valor de triaxialidade. Portanto, atribuíram estas divergências aos diferentes valores de parâmetro do

ângulo de Lode $\bar{\theta}$ entre as amostras, sugerindo que o local de fratura também dependesse deste parâmetro e não apenas da triaxialidade.

Figura 11 - Esboço da amostra no estado plano de deformações sem entalhe

Figura 12 – Placa plana entalhada: corpo de prova com fratura sob estado plano de deformações [46].

2.4.2. Testes com Triaxialidades Baixas e Negativas

Bao e Wierzbicki [27] executaram testes com corpos de prova de Al 2024-T351 para investigar o local de fratura no espaço de η e $\bar{\epsilon}_f$ contemplando uma ampla faixa de valores de η . Foram realizados ensaios de tração, compressão, cisalhamento e com carregamentos combinados de tração e cisalhamento em diferentes tipos de geometrias. A Tabela 2 mostra um resumo dos testes executados. Esse estudo representa uma grande contribuição para a literatura

acerca da fratura dútil por conta das novas geometrias usadas, capazes de reproduzir cisalhamento puro ($\eta = 0$, Figura 13a), tração e cisalhamento combinados ($\eta > 0$, Figura 13b) e compressão ($\eta < 0$, Figura 13c). Com estes testes foi possível a construção de um local de fratura estendido ao considerar os efeitos dos mecanismos de fratura sob triaxialidades baixas e negativas, diferentemente dos estudos que utilizavam apenas corpos de prova cilíndricos resultando em um local de fratura com boa calibração apenas para elevados níveis de triaxialidade.

Tabela 2 - Descrição dos carregamentos, geometrias e faixas de triaxialidade obtidas nos ensaios de Bao e Wierzbicki [27].

Carregamento	Descrição do corpo de prova	Triaxialidade (η)
Compressão	Cilíndrico (diâmetro/altura = 0,5)	-0,33 até -0,12
Compressão	Cilíndrico (diâmetro/altura = 0,8)	-0,32 até -0,05
Compressão	Cilíndrico (diâmetro/altura = 1,0)	-0,32 até -0,05
Compressão	Cilíndrico (diâmetro/altura = 1,5)	-0,32 até -0,05
Compressão	Axissimétrico	-0,4 até -0,09
Cisalhamento	Plano	0 até 0,02
Cisalhamento e Tração	Plano	0,04 até 0,15
Tração	Placa com furo circular	0,33
Tração	Cilíndrico, liso	0,33 até 0,5
Tração	Cilíndrico com entalhe grande	0,6 até 0,7
Tração	Cilíndrico com entalhe pequeno	0,9 até 1

Figura 13 – Corpos de prova utilizados na construção do local de fratura. (a) Cisalhamento puro (b) Tração e cisalhamento combinados (c) Compressão [27].

A curva de fratura mostrado na Figura 14 foi construída com os resultados dos ensaios comentados acima. A utilização de diferentes tipos de corpos de prova revelou que $\bar{\epsilon}_f$ varia diferentemente de acordo com o nível de η e que a dependência entre estes parâmetros não é monotônica, impossibilitando a representação da curva por meio de apenas uma expressão analítica. Esta conclusão é visível nas regiões representadas pelas linhas verticais no gráfico. Estas regiões correspondem a limites em que um determinado tipo de ensaio não é capaz de um valor específico de triaxialidade, como é o caso dos testes de tração com corpos axissimétricos, que atingem um valor mínimo de $\eta = 1/3$.

Figura 14 - Curva de fratura $\bar{\epsilon}_f \times \eta$ do alumínio Al 2024-T351 incluindo testes de cisalhamento e compressão [27].

Os estudos com corpos de prova no estado plano de deformações e o de Bao e Wierzbicki mostraram que a análise baseada apenas na triaxialidade não é capaz de descrever completamente os comportamentos da fratura dúctil em uma ampla faixa de estados de tensões, uma vez que múltiplos estados de tensões podem resultar em uma mesma triaxialidade e a dependência entre esta e a deformação plástica equivalente na fratura não é monotônica. Estudos desenvolvidos nas duas últimas décadas demonstraram a influência do terceiro invariante do tensor desviador na predição da fratura dúctil, o qual passou a ter seus efeitos incluídos em modelos já existentes por meio do ângulo de Lode (θ) ou de suas variações [15].

Bai e Wierzbicki [47] construíram um local de fratura 3D com os resultados dos testes executados por Bao e Wierzbicki [27]. Nesta nova proposta de previsão do início da fratura

foram incluídos os efeitos do terceiro invariante do tensor desviador. O gráfico que representa o início da fratura passou a ser uma superfície, e não uma única curva. Para isso, aplicaram um modelo de dano desacoplado por meio de simulações em elementos finitos as quais tiveram seus resultados comparados aos ensaios experimentais. Analisando a superfície de fratura construída se verifica uma maior sensibilidade de $\bar{\epsilon}_f$ ao parâmetro de Lode em regiões de baixas triaxialidades, evidenciada pelo maior crescimento da superfície quando η se aproxima de valores negativos (Figura 15). Com a inclusão dos ensaios com triaxialidades negativas na construção do local de fratura, assumiu-se a existência de três limites da fratura: $\bar{\epsilon}_f^{(-)}$, correspondente a $\bar{\theta} = -1$ e obtido por meio de ensaios de compressão, $\bar{\epsilon}_f^{(0)}$, correspondente a $\bar{\theta} = 0$ e obtido com ensaios de corpos de prova no estado plano de deformações ou de cisalhamento puro e $\bar{\epsilon}_f^{(+)}$, em que $\bar{\theta} = 1$ e obtido por ensaios de tração com corpos de provas axissimétricos. Deve-se destacar que apesar dos ensaios executados por Bao e Wierzbicki [27] cobrirem uma ampla faixa de valores de η e $\bar{\theta}$, algumas regiões da superfície mostrada na Figura 15 não são contempladas por ensaios algum, sendo obtidas apenas por regressões do modelo numérico aplicado. Isso justifica o crescimento acentuado do gráfico nas regiões com triaxialidade negativa e $\bar{\theta} \cong 1$.

Figura 15 - Superfície de fratura do Al 2024-T351 proposta por Bai e Wierzbicki [47].

Um esquema das principais geometrias e testes usados para ocorrência da fratura dúctil em diferentes faixas de η e $\bar{\theta}$ é mostrado na Figura 16. As barras axissimétricas e as placas

planas entalhadas estão localizadas em regiões de alta triaxialidade, diferindo na faixa do ângulo de Lode, com $\bar{\theta} = 1$ e $\bar{\theta} = 0$, respectivamente. Testes com cilindros em compressão resultam em níveis negativos de η e $\bar{\theta} = -1$. Ensaio com corpos do tipo cruciforme produzem um estado de tensão biaxial ao serem aplicados carregamentos simultâneos de tração ou compressão em direções perpendiculares, resultando em $\eta = \pm 2/3$ e $\bar{\theta} = -1$ em tração e $\bar{\theta} = 1$ em compressão [48]–[49]. Bai e Wierzbicki [14] indicam que sobre a curva azul ocorre o estado plano de tensões, com valores de η e $\bar{\theta}$ limitados em seus extremos pelos ensaios com corpos cruciformes. Bai [47] desenvolveu geometrias nomeadas por “borboletas” para estudo da fratura dúctil sob diferentes estados de tensões. O grande diferencial destes corpos de prova é a possibilidade de fratura sob tensão, compressão e/ou cisalhamento, alcançada variando a direção e o sentido de aplicação do carregamento. Portanto, testes com geometrias borboletas abrangem uma ampla faixa de η e $\bar{\theta}$, cobrindo de valores negativos a positivos para ambos parâmetros, conforme observado pela região colorida em verde e marcada por losangos na figura. Ensaio de torção, quando aplicado unicamente este tipo de carregamento, resultam em fraturas com triaxialidade e ângulo de Lode nulos [50]–[52]. Combinando tensão axial à torção, obtém-se fraturas com baixas triaxialidades e ângulos de Lode [13]. Outro estado notável de tensões é o plano, que ocorre sob η positivas e $\bar{\theta}$ negativos.

Figura 16 Principais testes usados na calibração da superfície de fratura em função de η e $\bar{\theta}$ [47].

3 MODELAGEM COMPUTACIONAL DA FRATURA DÚCTIL

A fratura dúctil, de acordo com seus mecanismos, foi modelada computacionalmente por meio de um modelo de dano composto por um critério de iniciação da fratura acoplado a uma lei de amolecimento do material induzido pela evolução do dano pós iniciação da fratura. O critério de iniciação adotado é o Mohr Coloumb Modificado (MCM) que assume a deformação plástica na fratura $\bar{\varepsilon}_f(\eta, \bar{\theta})$ como indicadora da integridade do material. A sua formulação matemática tem como base observações fenomenológicas acerca da fratura. A lei de evolução do dano é responsável por definir a degradação da resistência após a iniciação da fratura até o instante final de ocorrência desta.

Portanto, a modelagem computacional da fratura dúctil utilizou abordagens de modelos desacoplados para a iniciação da fratura e acoplados para evolução do dano. Esta técnica de combinação de abordagens foi adotada em alguns trabalhos [29] [42] [43]. Lian *et al.* [43] denominaram como híbrida a sua abordagem para investigação da influência do estado de tensão na plasticidade e no início do dano e caracterização da degradação da microestrutura usando uma lei evolução de dano baseada na dissipação de energia. Li *et al.* [55] descreveram por semi-acoplado o modelo de dano desenvolvido em seu trabalho que apresenta a calibração da deformação equivalente no início da fratura a partir do critério MCM e considera o amolecimento induzido pelo dano pós-iniciação da fratura.

A seguir são apresentadas as fundamentações matemáticas e físicas do critério de iniciação e da lei de evolução do dano adotados neste trabalho.

3.1 INICIAÇÃO DA FRATURA

O critério de iniciação adotado foi inicialmente baseado no critério de Mohr-Coloumb (MC). A hipótese de MC tem sido extensivamente usada para descrever a falha de materiais geológicos e granulares, como areia, rocha e solos e outros materiais reativamente frágeis, que falham na faixa elástica e/ou sob pequena deformação plástica [8] [51]. O critério sugere que a falha do material ocorre quando as tensões normais σ_n e cisalhantes τ atingem valores críticos dados por:

$$(\tau + c_1 \sigma_n)_f = c_2 \quad \text{Eq. 21}$$

em que c_1 e c_2 são duas constantes do material, sendo c_1 o coeficiente de fricção e c_2 o coeficiente de coesão ou de resistência ao cisalhamento [3].

Com o objetivo de permitir a aplicação do critério em materiais que desenvolvam comportamento dúctil, Bai e Wierzbicki [56] modificaram a hipótese de MC para um critério baseado em deformações tridimensionais locais, permitindo a previsão da iniciação da fratura em materiais com encruamento por deformação, sendo convenientemente nomeado por Mohr Coloumb Modificado (MCM). Verificaram que para o Al 2024-T351, o critério MCM calibrado com testes de cisalhamento e compressão era capaz de prever satisfatoriamente a fratura de corpos de prova em compressão, cisalhamento e nos estados planos de tensões e deformações. Li e Wierzbicki [55] calibraram e aplicaram o modelo em um estudo numérico sobre a fratura no estado plano de deformações em placas de aço avançado de alta resistência. Paredes *et al.* obtiveram os coeficientes do MCM para o aço X70 usando resultados experimentais de testes em corpos de prova dos tipos planos sob tensão e cisalhamento e barras axissimétricas. Aplicaram o modelo na previsão de ensaios de fratura usando corpos de prova de flexão e tração entalhados, obtendo boas previsões. Saneian *et al.* [57] calibraram o MCM para o aço X80 usando testes de tração em corpos de prova planos e axissimétricos e o aplicaram na execução de uma investigação numérica da capacidade de deformação de dutos submetidos a carregamentos simultâneos de tensão e torção. Em ambos os casos as superfícies de fratura apresentaram boas adequações aos resultados experimentais usados em suas calibrações.

No MCM, a ductilidade do material é indicada pela deformação plástica equivalente na fratura $\bar{\varepsilon}_f$, a qual é uma função de duas variáveis, a triaxialidade η e o parâmetro do ângulo de Lode $\bar{\theta}$. Os coeficientes de fricção e coesão, c_1 e c_2 , respectivamente, foram mantidos na formulação. Todavia, um terceiro coeficiente c_3 foi introduzido de modo a representar $\bar{\varepsilon}_f$ em uma superfície tridimensional [56].

$$\bar{\varepsilon}_f(\eta, \bar{\theta}) = \left\{ \frac{A}{c_2} \left[c_3 + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (1 - c_3) \left(\sec\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) - 1 \right) \right] \left[\sqrt{\frac{1 + c_1^2}{3}} \cos\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) + c_1 \left(\eta + \frac{1}{3} \sin\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) \right) \right] \right\}^{\frac{1}{n}} \quad \text{Eq. 22}$$

Na formulação da Eq. 22, os parâmetros A e n se referem ao coeficiente de resistência e expoente de encruamento, respectivamente. Estes parâmetros são obtidos por meio de equações que descrevem o comportamento de tensão-deformação de metais, como a de Ramberg-Osgood.

Devido às variações durante a aplicação incremental de carregamentos ou deslocamentos em análises numéricas, valores médios de η e $\bar{\theta}$ devem ser usados na calibração

do MCM, integrando-se os valores obtidos em cada incremento de tempo partindo do início da simulação até a iniciação da fratura, conforme equacionado a seguir.

$$\eta_{med} = \frac{1}{\bar{\varepsilon}_f} \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \eta(\bar{\varepsilon}) d\bar{\varepsilon} \quad \text{Eq. 23}$$

$$\bar{\theta}_{med} = \frac{1}{\bar{\varepsilon}_f} \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \bar{\theta}(\bar{\varepsilon}) d\bar{\varepsilon} \quad \text{Eq. 24}$$

Portanto, define-se que a fratura de um elemento irá ocorrer quando um valor acumulado de $\bar{\varepsilon}_f(\eta_{med}, \xi_{med})$ atingir a unidade, com a função F dada pela formulação do critério MCM (Eq. 22).

$$\int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{d\bar{\varepsilon}}{F(\eta_{med}, \xi_{med})} = 1 \quad \text{Eq. 25}$$

3.1.1 Instante de Iniciação do Dano

A definição de um instante de iniciação da fratura é subjetiva devido aos diversos mecanismos de fratura como nucleação, crescimento e coalescência de vazios que ocorrem simultaneamente e anteriores à fratura [30]. Lian *et al.* [43] comentam que na literatura é comum a utilização de inspeções visuais ou imagens digitais para a identificação do início da formação de uma trinca macroscópica em ensaios de fratura dúctil. Todavia, observações realizadas por Mackenzie [30] sugeriram que uma etapa distinta na iniciação da fratura pode ser detectada fenomenologicamente em testes de tração em corpos de prova entalhados se os deslocamentos na menor seção do entalhe forem controlados. Nestas condições, as curvas de respostas em tensão-deformação exibem um ponto no qual a capacidade de carga é perdida abruptamente, conforme mostrado na Figura 17. Consequentemente, tal ponto também pode ser observado em curvas de força-deslocamento.

Hancock e Mackenzie [58] examinaram este instante interrompendo testes de tração uniaxial antes e depois da queda e seccionando os corpos de provas para análises microscópicas. Identificaram a ocorrência de aceleração na coalescência dos vazios, ocasionando uma acentuada redução na seção transversal do corpo de prova e considerável diminuição da tensão média. Baseados nestes eventos, autores comumente selecionam este ponto nas curvas de tensão-deformação como a referência para o instante de iniciação da fratura com a finalidade de calibrar modelos de danos dúcteis [30] [36] [52]. Observa-se que nestes corpos de prova

entalhados, o instante de iniciação da fratura corresponde ao ponto na curva em que a tensão atinge seu valor máximo.

Figura 17 - Iniciação da fratura em uma curva de tensão-deformação [30]

3.2 LEI DE EVOLUÇÃO DO DANO

A lei de evolução do dano define a degradação da resistência do material quando o critério de iniciação correspondente é atingido. É adotada a hipótese da equivalência de deformação proposta por Lemaitre [20], onde o comportamento de deformação do material danificado é representado pelas equações constitutivas do material sem danos. Todavia, para qualquer iteração após o atendimento ao critério, considera-se que o tensor de tensões será alterado por uma equação escalar que considera a evolução do dano isotrópica:

$$\sigma_e = (1 - D)\tilde{\sigma} \quad \text{Eq. 26}$$

onde D é a variável geral de dano, $\tilde{\sigma}$ é a tensão na condição com ausência de dano e σ_e é a tensão efetiva. Em análises por elementos finitos, a evolução do dano é verificada de modo independente para cada elemento. Quando $D = 1$ em todos os nós que compõe o elemento, assume-se que este perde totalmente a sua capacidade de resistência, sendo desconsiderado da malha. No modelo adotado, a desconsideração do elemento consiste na exclusão deste da malha em elementos finitos, sendo realizada uma analogia aos fenômenos físicos da formação de um caminho de fratura, para corpos sem trincas, ou o de avanço da trinca, para corpos pré-trincados, como os corpos de prova usados em testes de tenacidade à fratura.

A evolução do dano resultará em alterações nas características do comportamento das curvas de tensão-deformação do material, conforme ilustrado na Figura 18. A curva sólida representa a resposta na condição danificada, enquanto que a tracejada é a curva de tensão-deformação verdadeiras na ausência de dano. Na figura, σ_{y0} e $\bar{\epsilon}_0^{pl}$ representam a tensão e a

deformação plástica equivalente no instante da iniciação do dano, respectivamente, e $\bar{\varepsilon}_f^{pl}$ é a deformação plástica equivalente na fratura, ou seja, quando $D = 1$. Em qualquer instante com $D > 0$, o módulo de elasticidade E é reduzido de acordo com a relação $(1 - D)$, caracterizando degradação da rigidez do material e, conseqüentemente, diminuição da tensão de escoamento.

Na presença de dano, a relação tensão-deformação não representa com precisão o comportamento do material. Portanto, continuar usando a relação tensão-deformação introduz uma forte dependência de malha com base na localização da deformação, de modo que a dissipação de energia diminua com uma malha mais fina [59]. A abordagem de suavização da curva tensão-deformação usada é a proposta por Hillerborg [60]. A energia de fratura G_f é definida como um parâmetro material que corresponde à energia necessária para abrir uma área unitária de trinca. O amolecimento após o início do dano é caracterizado por uma resposta em tensão-deslocamento, em vez de uma resposta em tensão-deformação. A energia de fratura é definida como:

$$G_f = \int_{\bar{\varepsilon}_0^{pl}}^{\bar{\varepsilon}_f^{pl}} L \sigma d\bar{\varepsilon}^{pl} = \int_0^{\bar{u}_f^{pl}} \sigma_y d\bar{u}^{pl} \quad \text{Eq. 27}$$

Figura 18 - Efeitos da evolução do dano (a) amolecimento do escoamento e degradação da elasticidade [59] (b) Comportamento do fator de suavização exponencial [61].

em que L é o comprimento característico do elemento, definido como a raiz cúbica do ponto do volume de integração e $\bar{u}_f^{pl}$ o deslocamento plástico equivalente, definido como o trabalho de fratura conjugado da tensão de escoamento após o início do dano (trabalho por unidade de área da trinca), calculado por $\bar{u}_f^{pl} = L(\bar{\varepsilon}_f^{pl} - \bar{\varepsilon}_0^{pl})$. Portanto, antes do início do dano se tem $\bar{u}_f^{pl} = 0$

e após a iniciação $\bar{u}_f^{pl} = L\bar{\epsilon}^{pl}$, fazendo com que a taxa de integração da Eq. 27 possa ser reescrita como:

$$d\bar{u}_f^{pl} = Ld\bar{\epsilon}^{pl} \quad \text{Eq. 28}$$

Substituindo a Eq. 28 na Eq. 27, é possível realizar a integração e calcular a evolução do dano em termos de G_f em função dos deslocamentos nodais. Neste trabalho, um modelo de amolecimento exponencial é adotado, sendo necessária a calibração de dois parâmetros: o deslocamento plástico efetivo até a fratura $\bar{u}_f^{pl}$ e o expoente de amolecimento m . A variável de dano D é relacionada a estes parâmetros por meio da Eq. 28.

$$D = \frac{1 - e^{-m(\bar{u}^{pl}/\bar{u}_f^{pl})}}{1 - e^{-m}} \quad \text{Eq. 29}$$

A Figura 19 mostra a atuação do modelo de dano discutido em uma curva de tensão verdadeira-deformação verdadeira. O ponto indicado por $D = D_0$ indica a iniciação da fratura ou dano, correspondente ao instante em que um elemento atinge o valor de deformação plástica equivalente crítica $\bar{\epsilon}_f$. A evolução do dano é caracterizada pela diminuição progressiva da resistência do elemento. O caminho percorrido pela curva é descrito de acordo com a lei de amolecimento adotada: para $m = 1$ (linha preta), o dano avança de forma linear; com coeficientes $m < 1$ (linhas azuis) e $m > 1$ (linhas vermelhas) a evolução do dano é exponencial. Atingindo um valor crítico de dano, $D = D_c$, a ruptura do elemento é representada pela sua exclusão da malha.

Figura 19 - Modelo de iniciação e propagação do dano com amolecimento do material [62].

3.3 SINTETIZAÇÃO DA CALIBRAÇÃO DO MODELO DE DANO

Conforme exposto nesta seção, o modelo de dano requer a calibração de parâmetros em dois distintos estágios de deformações. Lian et al. [43] sintetiza os procedimentos experimentais e numéricos para a calibração com abordagem semelhante. Estes procedimentos estão representados no fluxograma contido na Figura 20. A etapa inicial consiste na execução de ensaios experimentais que abranjam diversos estados de tensão. A resposta em força-deslocamento deve ser registrada até a fratura e determinado o instante e local do início da trinca. As respostas devem ser reproduzidas numericamente até o início do dano utilizando apenas o modelo de plasticidade adotado. Com o modelo numérico devem ser registrados os históricos das variáveis locais de triaxialidade, parâmetro do ângulo de Lode e deformação plástica equivalente, encontrando os seus valores críticos no instante e local do início da fratura previamente definidos. Estes valores críticos deverão ser usados para calibração do critério de iniciação da fratura. A lei de evolução do dano é calibrada usando o modelo numérico com o critério de iniciação implementado. Dever-se-á reproduzir a resposta em força-deslocamento de um corpo de prova selecionado além do início da fratura até o instante final desta. A calibração dos parâmetros m e $\bar{u}_f^{pl}$ ocorre com a obtenção de valores que satisfazem essa condição.

Figura 20 – Etapas de calibração do modelo de dano investigado

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Nesta seção é descrito o procedimento experimental executado para calibração e validação do modelo de dano. O material investigado é o ASTM A285 Grau C, um aço comumente utilizado em vasos de pressão soldados por fusão. A Tabela 3 contém a listagem dos ensaios realizados e algumas especificações explanadas adiante. São apresentadas as geometrias dos corpos de prova ensaiados, a configuração dos experimentos e os resultados obtidos. Para os ensaios de tração com corpos de provas axissimétricos lisos e entalhados e os de flexão com SE(B), são usados os resultados reportados por Cuenca e Sarzosa [63]. O Ensaio com SE(T) teve seus resultados extraídos de [64]. Portanto, estes ensaios estão comentados de modo sucinto, recomendando-se a leitura do referido trabalho para consulta de maiores detalhes acerca do procedimento experimental executado pelos autores.

Tabela 3 - Resumo dos ensaios experimentais executados

Ensaio – Corpo de Prova	Quantidade
Tração – Axissimétricos lisos	02 com extração longitudinal 02 com extração transversal
Tração – Axissimétricos entalhados	06 com diferentes raios de entalhes
Tração - Planos entalhados	06 com diferentes raios de entalhes
Fratura – Flexão SE(B) trinca profunda	02 com entalhe lateral
Fratura – Flexão SE(B) trinca rasa	01 com entalhe lateral 01 sem entalhe lateral
Fratura – Tração SE(T)	01 com entalhe lateral
Fratura – Tração C(T)	04 com diferentes espessuras

4.1. CORPOS DE PROVA AXISSIMÉTRICOS

4.1.1 Corpos de prova axissimétricos lisos – propriedades elasto-plásticas

Testes de tração uniaxial foram conduzidos em corpos de provas axissimétricos cilíndricos lisos, moldados de acordo com a norma ASTM E08, para obtenção das propriedades elasto-plásticas do material. Foram extraídos quatro corpos de provas de placas do aço, sendo dois na direção transversal e dois na longitudinal. A Figura 21 contém um registro fotográfico dos corpos de provas testados.

A Tabela 5 contém as propriedades elasto-plásticas que serão utilizadas nas análises numéricas, em que E é o Módulo de Young, σ_y a tensão de escoamento, σ_U a tensão última, ELU a elongação uniforme no instante em que a tensão última é alcançada e ν o coeficiente de Poisson. A densidade e o coeficiente de Poisson ν foram levantados a partir de consultas a tabelas de referências com valores padrões para o aço investigado. As demais propriedades foram extraídas dos ensaios experimentais com os corpos de provas axissimétricos lisos.

Figura 21 – Registro fotográfico dos corpos de provas axissimétricos lisos [34].

Tabela 4 - Propriedades elastoplásticas para o Aço A285 Grau C

Material	Dens. (Kg/mm ³)	E (MPa)	σ_y (MPa)	σ_U (MPa)	ELU (%)	ν
Aço A285 Grau C	7,8E-06	207000	306	478	18,3	0,3

A inserção das propriedades plásticas no Abaqus é realizada pelo fornecimento da curva tensão verdadeira-deformação plástica verdadeira do material. Para obtenção desta curva, as seguintes relações são aplicadas às curvas experimentais de tensão de engenharia (S) – deformação de engenharia (d):

$$\sigma = S(1 + d) \quad \text{Eq. 30}$$

$$\varepsilon = \ln(1 + d) \quad \text{Eq. 31}$$

A deformação plástica verdadeira pode ser desmembrada em uma parcela elástica ε_{el} e outra plástica ε_p , sendo possível se obter ε_{el} por meio do módulo de elasticidade E , conforme a relação a seguir:

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_p \quad \text{Eq. 32}$$

$$\varepsilon_p = \varepsilon - \left(\frac{\sigma}{E}\right) \quad \text{Eq. 33}$$

Por fim, a tensão verdadeira é relacionada à deformação plástica verdadeira conforme o modelo matemático exponencial a seguir, onde A é o coeficiente de resistência e n o expoente de encruamento:

$$\sigma = A(\varepsilon_p)^n \quad \text{Eq. 34}$$

A curva de tensão verdadeira-deformação plástica verdadeira obtida a partir das curvas de engenharia experimentais de Cuenca e Sarzosa [63] e que será utilizada no modelo numérico é mostrada a seguir, em que a equação mostrada corresponde ao ajuste por meio da Eq. 34.

Figura 22 - Curva de tensão verdadeira x deformação plástica verdadeira para o aço ASTM A285 Grau C

4.1.2 Corpos de prova axissimétricos entalhados

Cuenca e Sarzosa [63] executaram uma série de ensaios de tração com corpos de prova axissimétricos entalhados para obtenção dos históricos até a fratura de triaxialidade η e deformação plástica equivalente $\bar{\varepsilon}_f$. A Figura 23 mostra esboços dos corpos de prova testados

e suas dimensões principais. Todos os corpos de prova possuem as mesmas dimensões, com exceção dos raios dos entalhes os quais foram adotados três diferentes valores: 1 mm, 2 mm e 3 mm; sendo assim, os corpos de prova foram nomeados por R1, R2 e R3, respectivamente. A Figura 24 apresenta um registro dos três corpos ensaiados.

Figura 23 – Dimensões principais dos corpos de prova axissimétricos entalhados

Figura 24 - Registro fotográfico dos corpos de provas axissimétricos lisos [34]

As curvas de engenharia reportadas por Cuenca e Sarzosa [63] são mostradas nas Figuras 25-27. Observa-se crescimentos nas curvas tensão-deformação inversamente proporcionais ao acréscimo no raio do entalhe. Isto ocorre por conta da presença do entalhe que causa restrições às tensões radiais e transversais além das tensões ao longo do eixo de tração, levando o corpo a um estado de tensão triaxial, diferentemente do estado uniaxial observado em corpos de prova lisos. Com isso, tensões mais altas devem ser aplicadas na direção da tração para que o material atinja o escoamento [9].

Figura 25 - Curva de engenharia para o teste de tração com corpo de prova axissimétrico entalhado R1

Figura 26 - Curva de engenharia para o teste de tração com corpo de prova axissimétrico entalhado R2

Figura 27 - Curva de engenharia para o teste de tração com corpo de prova axissimétrico entalhado R3

4.2. CORPOS DE PROVA NO ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÕES

Foram executados testes de tração em corpos de prova do tipo placas planas com entalhes em “U”. Assim como para as barras axissimétricas entalhadas, todos os corpos possuem dimensões principais iguais, com exceção dos raios dos entalhes, adotando-se diferentes valores para promoção de diferentes estados de tensões na fratura. Estes receberão as seguintes nomenclaturas (a sigla PE se refere à “Placa Entalhada”):

- I. PE3_44, corpo de prova plano com entalhe de raio 3,44 mm;
- II. PE6_70, corpo de prova plano com entalhe de raio 6,70 mm;
- III. PE16_80, corpo de prova plano com entalhe de raio 16,80 mm;

As dimensões principais são mostradas na Figura 28. O comprimento, a largura e a altura das amostras foram definidas com base na disponibilidade de material e adotando proporções entre estas dimensões semelhantes às dos corpos de provas ensaiados por Bai *et al.* [46]. A Eq. 35 proposta no trabalho de Bai *et al.* foi usada para estimar a triaxialidade η no centro do corpo em função do raio do entalhe R e da seção resistente q no centro do corpo de prova. Com a equação buscou-se raios de entalhe que resultassem em corpos de prova com triaxialidades com diferenças expressivas, adotando-se os raios listados acima. A espessura da seção resistente é de 3,30 mm em todos os corpos de prova.

$$\eta = \frac{\sqrt{3}}{3} \left[1 + 2 \ln \left(1 + \frac{q}{4R} \right) \right] \quad \text{Eq. 35}$$

Figura 28 – Dimensões dos corpos planos entalhados (a) PE3_44 (b) PE6_70 (c) PE16_80. Medidas em mm.

As Figuras 29–30 exibem registros dos procedimentos experimentais executados. A Figura 29 mostra os corpos de provas ensaiados, com vistas dos seus perfis e seções transversais. Testou-se dois corpos de prova para cada raio de entalhe informado anteriormente. A Figura 30 mostra a configuração dos ensaios, com o corpo de prova inserido em máquina servo-hidráulica para execução de testes e a instalação de acessório para monitoramento dos deslocamentos do corpo durante a aplicação da força de tração. A superfície do entalhe após o término do ensaio está registrada na Figura 31. Houve o surgimento de fissuras em seu centro, indicando que de fato a superfície de fratura ocorre na região do entalhe, onde há maior concentração de tensões e deformações.

Figura 29 - Corpos de provas ensaiados – da esquerda para direita: PE3_44; PE6_70; PE16_80

Figura 30 – Configuração dos testes executados com corpos de prova planos

Figura 31 – Perfil da superfície do entalhe após execução do teste de tração

As curvas tensão-deformação de engenharia são mostradas nas Figuras 32-34. As tensões registradas nas curvas são remotas e calculadas considerando a área da seção transversal no entalhe. O corpo com raio de entalhe 3,44 mm apresentou curvas bastante divergentes, sendo um resultado apenas validado, com o outro então descartado.

Figura 32 - Curva de engenharia tensão-deformação do corpo de prova plano PE3_44

Figura 33 - Curvas de engenharia tensão-deformação dos corpos de prova plano PE6_70

Figura 34 - Curvas de engenharia tensão-deformação dos corpos de prova plano PPE16_80

4.3. ENSAIOS DE FRATURA

A calibração da lei de evolução do dano e a validação do modelo de dano foram realizadas por meio da capacidade de previsão de resultados de ensaios de fratura. O procedimento adotado consistiu na reprodução numérica das curvas de carga-abertura da boca da trinca ($P \times \text{CMOD}$) dos ensaios de fratura com corpos de prova fabricados do material investigado, sendo quatro testes de flexão em três pontos com SE(B), executados por Cuenca e Sarzosa [63] e um teste de tração de SE(T), com resultados reportados em Ferreira *et al.* [64]. De modo a prover uma verificação mais completa da capacidade do modelo numérico em prever a fratura dúctil, foram executados testes de três corpos compactos de tração C(T) com espessuras de 3,5 mm, 6 mm e 19 mm. Nos tópicos a seguir serão explanadas a execução destes testes de fraturas e seus resultados experimentais.

4.3.1. Ensaios de Flexão – SE(B)

Um esquema da geometria usada e da aplicação do carregamento nos ensaios de flexão em 3 pontos é mostrado na Figura 35. A seção transversal dos corpos de prova é definida pelas dimensões B e W . A distância entre os dois apoios é denotada por S e a é a profundidade da trinca. Cuenca e Sarzosa [63] executaram quatro ensaios de flexão com SE(B), sendo dois de trincas profundas, com razão de $a/W = 0,5$, e outros dois de trincas rasas, com $a/W = 0,2$. Em todos os testes os corpos de provas possuíam $B = W = 19 \text{ mm}$ e $S = 4W = 76 \text{ mm}$. Os dois corpos de trincas rasas se distinguem entre si pela presença de entalhes laterais em formato de “V” em um deles. Smith e Patchett [65] comentam que a adoção de entalhes laterais nessas geometrias facilita a propagação plana da trinca, além de produzir um estado de tensões diferente à frente desta quando comparado aos corpos sem entalhes laterais. Esta alteração no estado de tensões causada pela presença do entalhe lateral é refletida nas curvas de resposta que serão apresentadas adiante. Sendo assim, o entalhe lateral se torna um fator geométrico interessante para verificação da capacidade de previsão de seus efeitos na resposta global do corpo de prova usando o modelo de dano.

As Figuras 36-37 mostram as curvas $P\text{-CMOD}$ experimentais reportadas. Os testes foram executados usando a técnica de descarregamento em conformidade, com registro contínuo do carregamento aplicado P e da abertura da boca da trinca CMOD à medida que ocorre o crescimento estável da trinca. Após cada etapa de descarregamento, uma recarga foi aplicada de modo a manter o crescimento estável da trinca [63].

Figura 35 – Representação esquemática dos ensaios de fratura com SE(B)

Figura 36 - Curvas P-CMOD para ensaios de flexão de SE(B) trinca profunda ($a/W = 0,5$)

Figura 37 - Curvas P-CMOD experimentais dos ensaios de flexão de SE(B) trinca rasa ($a/W = 0,2$)

4.3.2. Ensaio de Tração – SE(T)

Ferreira *et al.* [64] executaram um ensaio de fratura com corpo de prova do tipo SE(T) para verificação dos efeitos da geometria e do modo de carregamento nas curvas de resistência de crescimento de trinca. Uma representação esquemática da geometria ensaiada é mostrada na Figura 38. O corpo de prova possui seção transversal com dimensões $B = W = 19 \text{ mm}$ e distância entre engastes de $H = 190 \text{ mm}$. A curva P-CMOD experimental reportada é mostrada na Figura 39.

Figura 38 - Representação esquemática dos ensaios de fratura com SE(T) [66]

Figura 39 - Curva P-CMOD experimental do ensaio de tração com SE(T)

4.3.3. Ensaio de amostras compactas de tensão – C(T)

Uma representação esquemática da geometria usada para os corpos de prova C(T) é mostrada na Figura 40. Foram conformados quatro corpos C(T), sendo dois com espessura $B = 3,5 \text{ mm}$ e os demais com $B = 6 \text{ mm}$ e $B = 19 \text{ mm}$, cada um. Todas as demais

dimensões são idênticas para os quatro corpos de prova e estão indicadas a seguir. Foi adotada uma razão de $a/W = 0,5$ para o tamanho inicial da trinca. A Figura 41a apresenta uma vista de perfil do C(T) com $B = 19$ mm. A Figura 41b é um registro do procedimento experimental executado para o C(T) com $B = 3,5$ mm.

Figura 40 - Representação esquemática dos ensaios de fratura com C(T)

Figura 41 – Testes de fratura com C(T) (a) Perfil do corpo de prova C(T) $B = 19$ mm (b) Configuração do ensaio do C(T) $B = 3,5$ mm

(a)

(b)

A Figura 42 contém registros dos corpos de prova $B = 3,5$ mm e $B = 19$ mm após a pausa na aplicação do carregamento. Para o C(T) $B = 3,5$ mm (à esquerda) mostrado, no instante em que o carregamento foi cessado se registrou um crescimento de trinca Δa de 9,55 mm, enquanto que para o $B = 19$ mm (à direita) o teste foi pausado com um $\Delta a = 13,80$ mm.

Figura 42 – Registros dos C(T) (a) após término dos ensaios. $B = 3,5 \text{ mm}$ (à esq.) e $B = 19 \text{ mm}$ (à dir.)

A Figura 43 contém as curvas P-CMOD dos dois C(T) $B = 3,5 \text{ mm}$ ensaiados. Há diferenças nas amplitudes dos carregamentos, podendo ser explicada pela diferença no comprimento da pré-trinca gerada anterior ao ensaio de fratura, resultando em razões a/W ligeiramente divergentes. Os comprimentos das pré-trincas de ambos corpos de prova estão indicados na Figura 44. O experimento 01 foi conduzido com um comprimento de pré-trinca médio de 1,01 mm, enquanto que a média para o experimento 02 foi de 1,19 mm, resultando em uma amplitude no carregamento menor para o experimento 01. As curvas diferem também no instante em que a aplicação do carregamento é interrompida, resultando em diferenças entre os CMOD dos corpos de prova ao final dos ensaios.

Figura 43 - Curvas P-CMOD para ensaios de C(T) com $B = 3,5 \text{ mm}$

Figura 44 – Pré-trincas com corpos de prova C(T) B = 3,5 mm (a) Experimento 01 (b) Experimento 02

A Figura 45 apresenta as curvas P-CMOD para os C(T) B = 6 mm e B = 19 mm. As curvas indicam a proporcionalidade entre a do corpo de prova e a carga máxima suportada por este.

Figura 45 - Curvas P-CMOD para ensaios de C(T) com B = 6 mm e B = 19 mm

5 CALIBRAÇÃO E VALIDAÇÃO DO MODELO DE DANO

Nesta seção é descrito o procedimento numérico desenvolvido para calibração e validação do modelo de dano. São apresentadas as modelagens dos corpos de provas, as curvas numéricas de respostas globais, o mapeamento de variáveis locais, o procedimento matemático para cálculo dos coeficientes do modelo e a verificação da capacidade deste em prever os resultados experimentais discutidos anteriormente, validando-o assim. A Tabela 5 contém o resumo da função de cada ensaio experimental na calibração ou validação do modelo. As propriedades elastoplásticas do material foram obtidas por meio de ensaios de tração em corpos de provas axissimétricos lisos, conforme discorrido na seção anterior. Os coeficientes do critério Mohr Coloumb Modificado usado para definir a iniciação da fratura foram adquiridos com ajustes numéricos das variáveis locais triaxialidade η , parâmetro do ângulo de Lode $\bar{\theta}$ e deformação plástica na fratura $\bar{\epsilon}_f$ dos ensaios de tração dos corpos de prova axissimétricos e planos entalhados. Os ensaios com estas geometrias foram adotados para calibração do critério de iniciação do dano por conta da η e do $\bar{\theta}$ se manterem aproximadamente constantes ao longo da aplicação do deslocamento axial.

Os coeficientes da lei de evolução do dano foram calibrados com os dois ensaios de SE(B) de trinca profunda. A validade do modelo de dano foi verificada com os demais testes de fratura descritos anteriormente. A seleção destes ensaios para a calibração da evolução do dano e validação do modelo teve como objetivo tornar o procedimento numérico desenvolvido aplicável em uma ampla gama de testes executados na indústria *offshore*, incluindo testes de dutos em escala real, que serão discutidos no próximo capítulo.

Tabela 5 - Resumo dos ensaios experimentais executados

Ensaio – Corpo de Prova	Calibração
Tração – Cilíndricos lisos	Propriedades elastoplásticas
Tração – Cilíndricos e planos entalhados	Critério de iniciação da fratura
Fratura – Flexão	Evolução do dano
Fratura – Flexão, tração e compacto de tração	Validação do modelo de dano

5.1. CALIBRAÇÃO DO CRITÉRIO DE INICIAÇÃO DA FRATURA – MCM

5.1.1. Barras axissimétricas entalhadas

Cuenca e Sarzosa [63] desenvolveram um estudo numérico usando EF para calibração de um modelo fenomenológico que adota o critério de Hancock e Mackenzie [30] como

indicador da iniciação da fratura, no qual $\bar{\epsilon}_f$ é dependente apenas de η . Obteve os seguintes valores críticos (η_{med} , $\bar{\epsilon}_f$) e os utilizou na calibração do critério:

Tabela 6 – Valores críticos de η e $\bar{\epsilon}_f$ para as amostras axissimétricas R1, R2 e R3

Corpo de Prova	η_{med}	$\bar{\epsilon}_f$
R1	1,4094	0,1966
R2	1,1021	0,3508
R3	0,9500	0,4436

Devido o critério Mohr Coloumb Modificado ser dependente de um terceiro parâmetro, o de ângulo de Lode $\bar{\theta}$, foi realizado o mapeamento do histórico deste parâmetro no elemento crítico da malha em EF. Cuenca e Sarzosa [63] definiram como elemento crítico o localizado no encontro dos três planos de simetria, no centro da seção reduzida devido ao entalhe. Este elemento é considerado o ponto crítico na iniciação da fratura por conta dos altos níveis de η e $\bar{\epsilon}_{eq}$ desenvolvidos neste local. Experimentalmente, este ponto crítico é definido como o local em corpos de prova axissimétricos onde se iniciam os processos de nucleação e coalescência de vazios e, conseqüentemente, o caminho da fratura dúctil [21].

A Figura 46 mostra a evolução de $\bar{\theta}$ em função de $\bar{\epsilon}_{eq}$. As linhas verticais representam a iniciação da fratura quando $\bar{\epsilon}_f$ é atingida para cada corpo de prova. Infere-se a partir da análise das curvas que os valores médios de $\bar{\theta}$ dos três ensaios são próximos a 1, confirmando o estado de tensão na região investigada como axissimétrico. Foram calculados os valores médios $\bar{\theta}_{med}$ com a Eq. 24. A Tabela 7 contém os pontos ordenados (η_{med} , $\bar{\theta}_{med}$, $\bar{\epsilon}_f$) referentes à iniciação da fratura nos três ensaios.

Figura 46 - Históricos de $\bar{\theta}$ - $\bar{\epsilon}_{eq}$ para os corpos de prova axissimétricos R1, R2 e R3

Tabela 7 - Valores críticos de η , $\bar{\theta}$ e $\bar{\epsilon}_f$ para as amostras axissimétricas R1, R2 e R3

Corpo de Prova	η_{med}	$\bar{\theta}_{med}$	$\bar{\epsilon}_f$
R1	1,4094	0,9922	0,1966
R2	1,1021	0,9947	0,3508
R3	0,9500	0,9927	0,4436

5.1.2. Placas entalhadas

Modelos em EF dos corpos de prova planos entalhados foram desenvolvidos para reprodução numérica dos seus resultados experimentais. A Figura 47 mostra a geometria do modelo construído para a placa entalhada com raio 6,70 mm. As modelagens dos dois outros corpos de prova foram executadas de modo semelhante. A existência de três planos de simetria para as geometrias possibilitou a modelagem de apenas um oitavo destas, aplicando restrições de deslocamento nesses planos. O carregamento foi aplicado por meio da imposição de deslocamentos axiais nas direções longitudinais dos modelos tridimensionais.

Figura 47 - Modelagem das placas planas entalhadas no Abaqus (a) vista de perfil (b) vista inferior (c) vista superior (d) vista isométrica

A Figura 48 exibe o padrão de malha usada para os corpos planos entalhados. A malha é refinada com elementos de dimensões menores na região do entalhe, conforme mostrado no detalhe da Figura. Esta técnica de modelagem é utilizada para obtenção de resultados mais acurados sem deixar o modelo com uma quantidade excessiva de elementos ao refinar a malha apenas na região investigada. No detalhe é destacado o elemento crítico adotado, o qual terá seus parâmetros locais mapeados para calibração do critério de iniciação do dano. Assim como para as barras axissimétricas, o elemento crítico está localizado na origem dos três planos de simetria, local onde é iniciado o caminho da fratura para este tipo de corpo de prova.

Figura 48 - Malha em Elementos Finitos do corpo de prova PE6_70

As análises numéricas reproduziram satisfatoriamente as curvas tensão-deformação de engenharia, indicando corretos desenvolvimentos das geometrias e calibração das propriedades elastoplásticas (Figuras 49–51). As curvas de engenharia numéricas e experimentais são exibidas nas Figuras 49–51 e comprovam a boa adequação entre ambas.

Para os corpos PE3_44 e PE6_70 as curvas experimentais atingem a carga máxima e iniciam seus decrescimentos anteriormente às curvas numéricas. Esta ocorrência é explicada por conta do modelo numérico está definido apenas com as propriedades elastoplásticas, não sendo capaz de indicar a iniciação da fratura. No caso do PE16_80, o decaimento da curva experimental se iniciou no limite plástico definido no modelo numérico, fazendo com que este tenha sido capaz de prever o início da fratura. As linhas verticais tracejadas indicam a deformação de engenharia em que é iniciada a fratura dos corpos de prova, caracterizada pela

queda abrupta nas curvas de engenharia. Na PE6_70, a deformação de engenharia crítica foi considerada a média entre as registradas nos ensaios experimentais 01 e 02. Nos dois experimentos com a amostra PE16_80 a fratura foi iniciada aproximadamente com a mesma deformação de engenharia. Por meio das análises numéricas, foram obtidas as deformações plásticas equivalente críticas $\bar{\epsilon}_f$ correspondentes às deformações de engenharia críticas medidas, as quais estão relacionadas na Tabela 8.

Figura 49 - Previsão numérica da curva de engenharia - PE3_44

Figura 50 - Previsão numérica da curva de engenharia - PE6_70

Figura 51 - Previsão numérica da curva de engenharia - PE16_80

Tabela 8 – Relações entre as deformações críticas de engenharia e plásticas equivalentes

Corpo de Prova	d	$\bar{\epsilon}_f$
PE3_44	0,1300	0,0293
PE6_70	0,1240	0,1345
PE16_80	0,0900	0,1929

Definida a $\bar{\epsilon}_f$ em cada ensaio, foram realizados os mapeamentos dos históricos locais de triaxialidade e do parâmetro do ângulo de Lode no elemento crítico em cada modelagem. As Figuras 52–53 mostram as evoluções desses parâmetros a partir do instante em que são desenvolvidas deformações plásticas nos elementos críticos. Observa-se que ambos parâmetros apresentam significativas variações no início da deformação plástica, todavia, com o incremento desta alcançam relativa estabilização assumindo valores aproximadamente constantes. Assim como nas barras axissimétricas, o acréscimo no raio do entalhe provoca redução na triaxialidade desenvolvida no centro do corpo de prova. Tais observações foram equacionadas por Bai *et al.* [46] para ambos tipos de geometrias.

Nos três ensaios o parâmetro do ângulo de Lode variou próximo à 0, indicando um estado plano de deformações na região do centro do entalhe. Esta especulação foi confirmada com o mapeamento local das deformações principais nos elementos críticos das três análises, onde em todos os casos $\epsilon_2 = 0$. As figuras contidas no Anexo I mostram as curvas de mapeamento das deformações principais dos ensaios.

As linhas verticais tracejadas indicam o instante em que $\bar{\epsilon}_f$ é alcançada, com cada cor compatível ao mapeamento correlato. Calculando as médias dos históricos de η e $\bar{\theta}$ até o início da fratura, obtém-se os valores contidos na Tabela 9.

Figura 52 - Históricos de $\eta-\bar{\epsilon}_{eq}$ dos corpos de prova planos PE3_44, PE6_70 e PE16_80

Figura 53 - Históricos de $\bar{\theta}-\bar{\epsilon}_{eq}$ dos corpos de prova planos PE3_44, PE6_70 e PE16_80

Tabela 9 - Valores críticos de η , $\bar{\theta}$ e $\bar{\epsilon}_f$ para as amostras planas PPE3_44, PPE6_70 e PPE16_80

Corpo de Prova	η_{med}	$\bar{\theta}_{med}$	$\bar{\epsilon}_f$
PE3_44	1,4128	0,1017	0,0293
PE6_70	0,8530	0,0496	0,1345
PE16_80	0,6481	0,0622	0,1929

5.1.3. Construção da superfície de iniciação da fratura

O critério MCM, conforme definido na Eq. 22, requer a obtenção das constantes c_1 , c_2 e c_3 para o material estudado. Com estas constantes, o coeficiente de resistência A e o expoente

de encruamento n a Eq. 22 será reescrita na forma $\bar{\epsilon}_f(\eta, \bar{\theta})$, sendo representada graficamente por uma superfície dependente destas duas variáveis.

A obtenção das constantes será realizada com os pontos críticos (η_{med} , $\bar{\theta}_{med}$, $\bar{\epsilon}_f$) observados na iniciação da fratura dos seis ensaios apresentados, os quais estão listados na Tabela 10.

Tabela 10 – Pontos críticos dos testes para calibração do critério de iniciação da fratura

Corpo de Prova	η_{med}	$\bar{\theta}_{med}$	$\bar{\epsilon}_f$
R1	1,4094	0,9922	0,1966
R2	1,1021	0,9947	0,3508
R3	0,9500	0,9927	0,4436
PE3_44	1,4128	0,1017	0,0293
PE6_70	0,8530	0,0496	0,1345
PE16_80	0,6481	0,0622	0,1929

O coeficiente de resistência A e o expoente de encruamento n foram obtidos anteriormente com base na curva de tensão verdadeira-deformação plástica verdadeira e escritos matematicamente pela Eq. 34, sendo $A = 860$ MPa e $n = 0,2159$. Com os parâmetros obtidos, a calibração do critério MCM foi realizada usando a ferramenta de ajustes de curvas “*fitting tool*” disponível no software MATLAB, obtendo-se os coeficientes $c_1 = 0,139$, $c_2 = 331,7$ e $c_3 = 0,613$, reescrevendo a Eq. 22 como:

$$\bar{\epsilon}_f(\eta, \bar{\theta}) = \left\{ 2,593 \left[331,7 + 2,501 \left(\sec \left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) - 1 \right) \right] \left[0,583 \cos \left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) + 0,139 \left(\eta + \frac{1}{3} \sin \left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6} \right) \right) \right] \right\}^{-4,631} \quad \text{Eq. 36}$$

A Figura 54 apresenta a superfície de iniciação da fratura construída a partir da Eq. 36, destacando os pontos (η_{med} , $\bar{\theta}_{med}$, $\bar{\epsilon}_f$) obtidos por meio dos ensaios experimentais. São indicados os pontos no espaço tridimensional dos ensaios usados para calibração do critério MCM. Observa-se uma boa adequação da superfície a estes pontos, confirmada pelo valor do coeficiente de determinação $R^2 = 0,99$ fornecido pelo MATLAB.

Nas regiões de baixas triaxialidade próximas a $\bar{\theta} = 1$, $\bar{\epsilon}_f$ assume valores muito maiores quando comparados às demais regiões da superfície. Isso ocorre pela impossibilidade da

realização de ensaios que reproduzam esta condição, fazendo com que ela obedeça a função exponencial baseada em pontos com altos níveis de η .

Figura 54 – Superfície de iniciação do dano no espaço $(\eta, \xi, \bar{\epsilon}_f)$

5.2. CALIBRAÇÃO DA LEI DE EVOLUÇÃO DO DANO

A calibração dos coeficientes da lei de evolução do dano foi realizada usando as curvas P-CMOD dos ensaios dos dois SEB com trinca profunda. A variável de dano D será calculada conforme a lei exponencial apresentada na Eq. 29, sendo necessária a obtenção de dois coeficientes: o deslocamento plástico efetivo até a fratura $\bar{u}_f^{pl}$ e o fator de amolecimento exponencial m .

A Figura 55 mostra o modelo em EF desenvolvido dos SEB com trinca profunda. O modelo foi construído com apenas 1/4 da geometria e impondo as devidas restrições nos planos de simetria. Elementos Finitos axissimétricos cúbicos de oito nós e integrações reduzida (C3D8R) foram usados nas simulações, com comprimentos e larguras fixas de 0,2 mm nas regiões da trinca e variando-os nas afastadas. Foram usadas estas dimensões de elementos na região da trinca de modo a reduzir a quantidade total de elementos na malha, diminuindo também o custo computacional para execução da análise.

O procedimento de calibração adotado consiste na realização de iterações numéricas destes dois coeficientes de modo a reproduzir as curvas experimentais. Procedimentos similares

são descritos e usados em outros estudos para obtenção dos parâmetros de evolução do dano em metais [54] [62] [63].

Figura 55 - Modelo em EF SE(B) trinca profunda ($a/W = 0,5$)

Na Figura 56 são comparadas as curvas experimentais e as numericamente obtidas. As curvas numéricas estão reportadas até o momento em que o ensaio experimental mais longo é parado, sendo assim o experimento 01 com CMOD aproximado de 5 mm. Inicialmente, foi realizada uma simulação sem empregar a lei de amolecimento no modelo numérico. Neste caso, as curvas P-CMOD extraídas dos ensaios não foram recuperadas corretamente, fazendo com que o corpo de prova atinja a fratura com um deslocamento muito menor que o observado experimentalmente. Estes resultados comprovam a necessidade do acoplamento de uma lei de amolecimento no modelo para garantir uma previsão satisfatória dos resultados experimentais. Com isso, foram testados diferentes valores de $\bar{u}_f^{pl}$ e m , dentre eles $\bar{u}_f^{pl} = 0,12$ e $m = 0,45$, os mesmos coeficientes adotados por Cuenca e Sarzosa [63] em seu modelo dependente apenas da triaxialidade para o mesmo aço investigado. No entanto, diferentemente dos resultados reportados pelos autores, ao utilizar estes coeficientes acoplados ao critério de iniciação da fratura MCM dependente da triaxialidade e do parâmetro do ângulo de Lode, a previsão da curva experimental foi imprecisa. O modelo numérico foi capaz de recuperar as curvas experimentais com os coeficientes $\bar{u}_f^{pl} = 0,17$ e $m = 0,50$, sendo estes valores adotados para a calibração do modelo.

Das iterações realizadas dos coeficientes $\bar{u}_f^{pl}$ e m , observou-se que o primeiro influencia na amplitude da carga máxima atingida pela curva numérica enquanto que o segundo é o responsável por determinar o seu decaimento.

Figura 56 - Curvas P-CMOD SEB $a/W = 0,5$ com e sem amolecimento definido

5.3. VALIDAÇÃO DO MODELO DE DANO

A validação do modelo foi conduzida do mesmo modo que a calibração, usando a superfície de iniciação da fratura e os coeficientes da lei de evolução do dano para verificação da capacidade de reprodução das curvas P-CMOD dos testes experimentais dos SE(B) de trinca rasa, SE(T) e C(T) com $B = 3,5$ mm, 6 mm e 19 mm. Nos itens a seguir serão apresentadas as modelagens dos ensaios em EF e a comparação entre os resultados experimentais e as previsões numéricas obtidas.

5.3.1. SE(B) com trinca rasa e SE(T)

A modelagem das dimensões principais e da aplicação do carregamento para os SE(B) com trinca profunda foi similar à realizada na Figura 55, alterando apenas a profundidade da trinca e a remoção do entalhe lateral para o corpo de prova sem a presença deste detalhe. A Figura 57 mostra as regiões das trincas para (a) o SE(B) com trinca rasa e entalhe lateral e (b) o SE(B) com trinca rasa e sem entalhe lateral. Em ambos os casos foram realizados refinamentos na malha na região de crescimento da trinca, com elementos de dimensões 0,2 mm.

Figura 57 – Detalhe da trinca para os SE(B) com trinca rasa (a) com entalhe lateral (b) sem entalhe lateral

A modelagem em EF do SE(T) é mostrada na Figura 58. Também foi realizada a modelagem de apenas 1/4 da geometria, impondo as restrições nos planos de simetria. Elementos C3D8R foram usados nas simulações, com comprimentos e larguras fixos de 0,2 mm no plano de crescimento da trinca.

Figura 58 - Modelagem em EF do SE(T) $a/W = 0,35$

As Figuras 59–60 mostram as comparações entre curvas experimentais e numéricas para os SE(B) e SE(T), respectivamente. Em todos os casos o modelo numérico foi capaz de recuperar a carga máxima suportada pelos corpos de prova. Todavia, o comportamento anterior ao pico de carga não foi recuperado com precisão para o SE(B) trinca rasa com entalhe lateral e no caso do SE(T), havendo divergência significativa entre a previsão numérica e a curva experimental. Quanto ao decaimento do carregamento após a carga máxima, houve boa adequação entre as curvas do SE(B) trinca rasa sem entalhe lateral e SE(T), havendo pequenas divergências no caso do SE(B) trinca rasa com entalhe lateral.

Figura 59 - Curvas P-CMOD SE(B) $a/W = 0,2$ com e sem entalhe lateral

Figura 60 - Curvas P-CMOD SE(T)

5.3.2 Corpos compactos de tensão

Os três C(T) foram modelados seguindo o mesmo padrão de malha, variando-se apenas a espessura B e a quantidade de elementos na direção da espessura. Utilizou-se apenas 1/4 da geometria e elemento cúbicos com integração reduzida. O carregamento foi aplicado por meio de deslocamento axial na direção vertical z do cilindro de carga localizado na região circular. A Figura 61 mostra o padrão de malha adotado e o refinamento com elementos de dimensões 0,2 mm no plano de propagação da trinca.

Figura 61 - Modelo em EF C(T) $B = 3,5$ mm / Padrão de malha usado no C(T) $B = 6$ mm e $B = 19$ mm

As comparações entre curvas numéricas e experimentais são apresentadas nas Figuras 60–62. As curvas numéricas estão reportadas até o instante em que o teste experimental é finalizado. Para o C(T) $B = 3,5$ mm, foi considerada uma pré-trinca com comprimento médio das medidas aferidas nos dois corpos de prova testados. As previsões numéricas obtidas para os três C(T) possuíram poucas inconsistências quanto aos resultados experimentais, como é o caso do C(T) $B = 19$ mm no início da plasticidade e do C(T) $B = 6$ mm na região da carga máxima.

Figura 62 - Curvas P-CMOD C(T) B = 3,5 mm

Figura 63 - Curvas P-CMOD C(T) B = 6 mm

Figura 64 - Curvas P-CMOD C(T) B = 19 mm

5.3.3 Estados de tensões

Foram realizadas análises dos estados de tensões que atuam na trinca durante o início de seu crescimento com o objetivo de se relacionar as variáveis locais dos elementos posicionados na região da trinca às respostas globais dos ensaios de fratura. Executaram-se mapeamentos dos parâmetros triaxialidade e ângulo de Lode nos elementos críticos das geometrias SE(B) com trinca profunda, SE(B) trinca rasa sem entalhe lateral, SE(T), C(T) com espessura $B = 3,5$ mm e C(T) com espessura $B = 19$ mm. Os elementos selecionados para realização do mapeamento são os localizados na frente da ponta da trinca na metade da espessura de cada corpo ($B/2$). Selecionaram-se os cinco (05) primeiros elementos na direção do crescimento da trinca, correspondendo a um crescimento $\Delta a = 1$ mm. Os valores de triaxialidade e ângulo de Lode registrados correspondem ao valor médio do histórico a partir do início da análise até o instante em que o elemento atinge o critério de iniciação da fratura, com $D = 1$.

A Figura 65 apresenta a evolução de η em função de Δa . Em todos os testes a propagação da trinca se iniciou sob níveis de triaxialidade $\eta > 1/3$. No entanto, não são identificadas relações entre os testes e o valor de η com a qual ocorre o início da propagação da trinca, visto que em todos os testes neste instante se tem aproximadamente $0,8 \leq \eta \leq 1,0$, indicando que este evento independe da geometria e do tipo carregamento. Da análise dos corpos de prova SE(B), observa-se que a evolução da triaxialidade é proporcional à relação a/W , com o de trinca profunda atingindo maiores níveis de η que o de trinca rasa. No caso dos corpos de prova C(T), a triaxialidade apresentou comportamento proporcional à espessura B , em que as trinca do C(T) $B = 19$ mm começou a crescer com η maior quando comparada ao do C(T) $B = 3,5$ mm.

O mapeamento do parâmetro do ângulo de Lode (Figura 66) indica que em todos os testes a propagação da trinca é iniciada aproximadamente em um estado plano de deformações $\bar{\theta} = 0$. Para os corpos de prova SE(B) e SE(T), com o aumento de Δa há um crescimento de $\bar{\theta}$, indicando variações nos estados de tensões na ponta da trinca. No caso de ambos os C(T), a partir de um determinado Δa , ocorre o decrescimento das curvas, em que $\bar{\theta}$ assume valores negativos para o C(T) $B = 3,5$ mm, indicando a ocorrência de um estado plano de tensões devido a $\eta > 0$ e $\bar{\theta} < 0$, enquanto que no C(T) de maior espessura se observa um modo misto de tensões durante a propagação da trinca. Os resultados dos C(T) concordam com os descritos nas literaturas, que indicam que em corpos de pequena espessura a fratura tende a ocorrer sob o estado plano de tensões, devido à impossibilidade da tensão variar significativamente na

direção da espessura, enquanto que para os corpos mais espessos, o material afastado das superfícies livres estão impossibilitados de deformarem lateralmente, tendendo a ocorrer um estado triaxial de tensões e deformações nulas na direção perpendicular à aplicação do carregamento axial e a de propagação da trinca, fazendo com que a fratura ocorra sob um estado plano de deformações. Para espessuras intermediárias, ocorre um modo misto de fratura, com características que variam entre estes dois estados.

Os mapeamentos apresentados exibem semelhanças nos estados de tensões entre os SE(B) e o SE(T), e diferenças significativas quando comparados aos C(T), principalmente quando se avalia o comportamento do ângulo de Lode. Portanto, para previsões com maiores acurácias é indicado a adoção de um modelo de dano que considere os efeitos deste parâmetro.

No modelo de dano calibrado por Cuenca e Sarzosa [63] o critério de iniciação da fratura é dependente apenas de η e os coeficientes da lei de evolução do dano foram calibrados a partir dos ensaios com SE(B) de trinca profunda. As Figuras 67–69 mostram previsões das curvas P-CMOD dos ensaios de fratura em tração usando este modelo. As análises numéricas apresentam alguma precisão ao serem comparadas aos resultados experimentais do SE(T). Todavia, nas análises com os C(T) há grandes divergências entre as curvas, indicando a incapacidade do modelo em recuperar as cargas máximas e os decrescimentos destas. Estes comportamentos podem ser explicados pela maior proximidade dos estados de tensões do SE(B), usado na calibração do modelo, com o SE(T), e pelas disparidades dos estados de tensões comparado aos C(T).

Figura 65 - Mapeamento da triaxialidade η nos ensaios de fratura

Figura 66 - Mapeamento do ângulo de Lode $\bar{\theta}$ nos ensaios de fratura

Figura 67 - Previsão numérica da curva P-CMOD do SE(T) usando modelo de dano dependente apenas de η

Figura 68 - Previsão numérica da curva P-CMOD do C(T) B = 3,5 mm com modelo dependente apenas de η

Figura 69 - Previsão numérica da curva P-CMOD do C(T) B = 19 mm com modelo dependente apenas de η

5.3.3 Discussão dos resultados

Seis análises numéricas foram executadas para validação do modelo de dano verificando a sua capacidade de reprodução de ensaios experimentais. Em alguns casos, como pode ser observado para os SE(B) trinca rasa com entalhe lateral, SE(T) e C(T) B = 19 mm o modelo não recuperou com precisão o início da plasticidade nos corpos de prova. As demais análises reproduziram satisfatoriamente tais resultados. Na maioria dos testes a carga máxima e o decaimento da curva foram recuperados satisfatoriamente pelo modelo, com exceção do SE(B) trinca rasa com entalhe lateral e do C(T) B = 6 mm que apresentaram pequenas divergências comparados aos resultados experimentais. Dado que os coeficientes da lei de evolução do dano $\bar{u}_f^{pl}$ e m foram calibrados a partir de um ensaio com SE(B) de trinca profunda, foi considerada a incapacidade do modelo em reproduzir com precisão toda a gama dos testes, caracterizados por diferentes estados de tensões atuantes. No entanto, o bom ajuste dos resultados experimentais e numéricos na maioria das análises e a previsão satisfatória de determinadas regiões das curvas de resposta demonstram a validade do modelo e os torna apto para aplicações em análises com outros tipos de geometrias.

Os altos níveis de triaxialidades em todos os testes mostram que a calibração do critério de iniciação da fratura do modelo de dano usando testes com triaxialidades relativamente elevadas (corpos de prova cilíndricos e placas planas) foram suficientes para reprodução dos resultados experimentais. As evoluções das triaxialidades nas pontas das trincas reportadas atestam a capacidade do modelo em capturar os efeitos da geometria e do carregamento nos estados de tensões atuantes nos testes estudados.

As verificações dos estados de tensões atuantes na ponta da trinca mostraram ainda a importância da adoção dos efeitos do parâmetro do ângulo de Lode no modelo de dano. Observou-se divergências na evolução deste parâmetro principalmente nos corpos compactos de tensão, indicando a ocorrência de diferentes estados de tensões quando se varia a espessura destas geometrias. Outro fato notado é que mesmo o critério de iniciação da fratura tendo sido calibrado com ensaios em uma faixa de $0 < \bar{\theta} < 1$, o modelo de dano foi capaz de prever corretamente a resposta experimental em um teste que assume valores de $\bar{\theta}$ menores que zero, reforçando sua capacidade para obtenção de resultados em testes com diferentes tipos de estados de tensões.

6 CAPACIDADE DE DEFORMAÇÃO DE DUTOS

Em estudos mecânicos acerca do estado limite de uma estrutura, ou seja, quando esta se torna incapacitada de satisfazer um determinado requisito de projeto, uma diferenciação entre os tipos de carregamentos em controlados por força (CPF) e controlados por deslocamentos (CPD) deve ser considerada [67]. Yoosef-Ghodsi [3] descreveu os carregamentos CPF como aqueles em que há aplicações diretas de cargas que não são aliviadas ou afetadas com a deformação da estrutura, diferentemente dos carregamentos CPD que podem ser aliviados com a deformação. Em dutos, os carregamentos podem ser uma combinação de componentes controladas por forças e deslocamentos. As pressões internas e externas são exemplos de CPF, enquanto que os movimentos do solo geralmente são CPD. As tensões geradas durante o lançamento dos dutos offshore normalmente são causadas por uma combinação de carregamentos controlados por forças e deslocamentos [3].

Técnicas de projetos baseadas em deformações são usadas principalmente em ocorrências de cargas CPD, ou ainda em condições de carregamentos CPF com acomodação de deformações plásticas pelo duto. As duas condições básicas limitantes para um projeto baseado em deformação são a ruptura por tração e a flambagem local por compressão. Neste contexto, uma abordagem baseada em deformação requer que ambas as demandas de tração e compressão sejam mantidas abaixo das capacidades de tração e compressão do duto, respectivamente, caracterizadas como o limite de deformação além do qual o duto sofreria uma queda em sua capacidade de transporte de carga e/ou falha de material [3].

Ensaio experimentais com dutos em escala real têm sido extensivamente utilizados para caracterização capacidade de deformação em casos com presença de pressão interna e carregamentos por tração ou flexão [68]–[71]. Todavia, devido à complexidade de execução, à necessidade de uma estrutura robusta e à ausência de procedimentos disponíveis em códigos e padrões para estes testes, é comum a execução de análises numéricas como uma alternativa eficiente na realização de previsões da capacidade de deformação de dutos. Portanto, os testes em escala real são conduzidos apenas para caracterização do material investigado e obtenção de dados úteis na verificação da precisão do modelo de previsão [72].

Nesta seção será descrita a execução de uma investigação numérica da capacidade de deformação em tração (CDT) de dutos soldados. É observado que a CDT pode ser significativamente reduzida devido ao acréscimo da pressão interna, presença de falhas (trincas) na solda, baixos níveis da razão entre as resistências da solda e do metal de base, desalinhamento nas soldas e por baixos níveis de encruamento por deformações representados

pela razão entre as tensões de escoamento e última (σ_y/σ_u) [3] [68]. Sendo assim, um estudo paramétrico para obtenção da capacidade de deformação de dutos submetidos simultaneamente à tração axial e pressão interna foi desenvolvido usando o modelo de dano calibrado para o aço ASTM A285 Grau C. Uma condição de igualdade entre a tensão de escoamento do metal de base e de solda foi adotada nas análises numéricas.

Uma trinca semielíptica circunferencial foi considerada na superfície externa ao centro dos dutos, de modo a representar falhas geradas na soldagem destes. A Figura 70 mostra as representações esquemáticas das seções transversal e longitudinal dos dutos modelados. As dimensões $2c$, a e t se referem ao comprimento da trinca, profundidade da trinca e espessura da parede do duto, respectivamente. Os dutos usados nas simulações possuem diâmetro externo $D_e = 300$ mm e comprimento $L = 8D_e/3$ constantes.

As dimensões da trinca e da espessura do duto foram variadas para verificação dos seus efeitos na CDT. A Tabela 11 contém os valores adotados destes parâmetros geométricos. A profundidade da trinca será mensurada em razão de t , avaliando-se os efeitos de trincas rasas e profundas em duas diferentes espessuras definidas para os dutos. Além dos parâmetros geométricos, também foram verificados os efeitos da variação da pressão interna na CDT.

Figura 70 - Representação esquemática das seções transversal e longitudinal do duto com trinca semielíptica superficial

Tabela 11 – Dimensões dos parâmetros geométricos variados

Parâmetro Geométrico	Dimensões
Profundidade da trinca – a/t	0,2 e 0,5
Comprimento da trinca – $2c$	50 mm e 100 mm
Espessura da parede – t	25,4 mm e 12,7 mm

A Figura 71 contém o padrão de malha em EF adotado para os dutos. Foi realizada a modelagem de apenas 1/4 da geometria, impondo as restrições necessárias nos planos de simetria. As malhas foram desenvolvidas no software Abaqus/Explicit usando elementos C3D8R, o mesmo tipo de elemento usado na calibração do modelo de dano. Fixou-se os comprimentos e larguras dos elementos na região da trinca em 0,2 mm, a mesma dimensão de elemento usado na calibração e validação da lei de evolução do dano. A modelagem de elementos menores na região da trinca foi realizada objetivando uma propagação uniforme desta e consequentemente a obtenção de resultados com maior acurácia. As malhas em EF construídas possuíram em média 25.000 elementos, resultando em análises com durações de aproximadamente 2 horas, usando um computador com memória RAM de 8 Gb e processador intel Core i5.

Os carregamentos de pressão interna e tração axial foram aplicados sob controle de força e deslocamento, respectivamente. A pressão interna foi introduzida como uma carga radial normal distribuída uniformemente na parede interna dos dutos. A tensão axial foi imposta por meio do deslocamento da seção transversal na direção longitudinal da geometria. A aplicação das cargas na geometria é mostrada na Figura 72. À esquerda, são apresentadas as restrições de deslocamento impostas nos planos de simetria xy e yz , impedindo a translação das superfícies localizadas nesses planos ao longo dos eixos z e x , respectivamente. À direita, as setas lilás representam o carregamento uniformemente distribuído que resultará na pressão sobre as paredes internas. As setas alaranjadas mostram o deslocamento imposto na direção longitudinal responsável por induzir a tensão axial no duto.

Figura 71 - Modelo em EF do duto com trinca semielíptica superficial

Figura 72 – Aplicações de restrições e carregamentos no modelo do duto

Para o cálculo das deformações axiais, definiu-se que o local de monitoramento dos deslocamentos deve ser distante da trinca, de modo que esta não afete a deformação global do duto. Por conta deste distanciamento, a deformação axial também será referida por deformação remota. Foram realizadas verificações das variações das deformações remotas em função da localidade de monitoramento dos deslocamentos axiais em um duto carregado com tração uniaxial. Foram monitorados os deslocamentos em três regiões distintas: em $L = D_e/2$, $L = D_e$ e $L = 4D_e/3$. A Figura 73 apresenta as curvas de carga-deformação remota extraídas das

três simulações. Observam-se alterações nas deformações das três curvas reportadas, principalmente quanto à deformação correspondente à carga máxima, comportando-se proporcionalmente ao distanciamento da trinca. Todavia, as regiões mais distantes ($L = D_e$ e $L = 4D_e/3$) indicam a existência de uma tendência nos valores de deformações à medida em que se afasta da trinca, ao apresentar pouca variação entre si. Portanto, nos próximos tópicos, adotou-se a região $L = 4D_e/3$ para aferição das deformações críticas remotas nos dutos.

Figura 73 – Verificação da variação da deformação remota em função da região de medição

6.1. EFEITOS DA PRESSÃO INTERNA, P

Níveis de pressão interna foram impostos às geometrias, sendo calculados em termos de uma razão P_i entre as tensões circunferencial e de escoamento ($P_i = \sigma_\theta / \sigma_Y$). O esforço interno responsável por gerar a tensão circunferencial objetivada foi obtido por meio da Eq. 37, em que P é a pressão interna e D o diâmetro nominal do duto.

$$\sigma_\theta = \frac{PD}{2t} \quad \text{Eq. 37}$$

As simulações foram conduzidas sob cinco níveis de razão pressão interna P_i : 0, 10%, 25%, 50% e 80%, sendo o nível 0 correspondente ao carregamento de tração axial pura. As simulações foram realizadas em duas etapas: na primeira, a pressão interna foi incrementada linearmente até atingir o nível P_i especificado. Na segunda etapa, mantendo-se a pressão interna constante, o deslocamento axial foi simultaneamente aplicado.

Na Figura 74 são apresentadas as curvas de carga – deformação axial do duto com $t = 25,4$ mm, $a/t = 0,2$ e $2c = 50$ mm submetido aos cinco níveis de P_i definidos. Marcadores foram inseridos nos locais onde as curvas decrescem abruptamente, indicando o instante em que ocorre a falha global dos dutos, estado limite adotado como a capacidade de deformação em tração destes [53].

O acréscimo na pressão interna ocasionou um leve aumento na resistência à tração, todavia reduziu significativamente a CDT. Paredes e Wierzbicki [53] observaram os mesmo resultados ao investigarem os efeitos da pressão interna na CDT de dutos com diferentes dimensões de trincas semi-elípticas superficiais. Atribuíram como prováveis causadoras desse comportamento o estado de tensão biaxial resultantes das tensões axial e circunferencial, fazendo com que a expansão radial do tubo induzida pelo aumento da tensão circunferencial solicite uma maior quantidade de carregamento axial para ocasionar a ruptura deste, reduzindo consequentemente sua ductilidade.

Figura 74 - Curvas carga-deformação axial para duto com $t = 25,4$ mm, $a/t = 0,2$ e $2c = 50$ mm submetido a diferentes níveis de P_i

6.2. EFEITOS DA PROFUNDIDADE DA TRINCA, a

Curvas de carga – deformação axial para o duto de $t = 25,4$ mm, $a/t = 0,5$ e $2c = 50$ mm são mostradas na Figura 75. Novamente, o incremento na pressão interna ocasionou reduções na CDT do duto. As curvas presentes na Figura 76 apresentam o comparativo entre as deformações críticas para os dois dutos com variações na profundidade da trinca a . Observa-se que para trincas profundas as deformações críticas são significativamente menores que nos casos de trincas rasas. Pontua-se ainda que nas duas condições de profundidade de trinca a

capacidade de deformação é reduzida sob uma proporção semelhante com uma média de aproximadamente 59%.

Tang *et. al* [68] desenvolveram uma equação para previsão da CDT de dutos pressurizados com trincas semi-elípticas baseada nos resultados obtidos em 93 testes em escala real. Da análise dos ensaios também observaram a dependência inversamente proporcional entre a profundidade da trinca e a CDT.

Figura 75 - Curvas carga – deformação axial para duto com $t = 25,4$ mm, $a/t = 0,5$ e $2c = 50$ mm submetido à diferentes níveis de P_i

Figura 76 - Deformações críticas para dutos com $t = 25,4$ mm, $2c = 50$ mm e $a/t = 0,2$ e $0,5$

6.3. EFEITOS DO COMPRIMENTO DE TRINCA, $2c$

Os efeitos do comprimento da trinca foram verificados analisando um duto com $t = 25,4$ mm, $a/t = 0,2$ e $2c = 100$ mm. As curvas de carga-deformação axial variando a pressão interna são mostradas na Figura 77. Comparando-se as deformações críticas para os dutos de trincas com $2c = 50$ mm e 100 mm na Figura 78, estima-se que com o aumento do comprimento da falha, a capacidade de deformação é diminuída em 44% para tração pura e 63% para a pressão interna máxima investigada. A equação de Tang et. al [68] também prevê a redução na CDT com o aumento do comprimento da trinca.

Figura 77 - Curvas carga-deformação axial para duto com $t = 25,4$ mm, $a/t = 0,2$ e $2c = 100$ mm submetido a diferentes níveis de P_i

Figura 78 - Deformações críticas para dutos com $t = 25,4$ mm, $a/t = 0,2$ e $2c = 50$ mm e 100 mm

6.4. EFEITOS DA ESPESSURA DO DUTO, t

A verificação dos efeitos da espessura das paredes dos dutos foi realizada analisando um duto com metade da espessura reduzida pela metade. Observando as curvas de carga-deformação axial do duto com $t = 12,7$ mm, $2c = 50$ mm e $a/t = 0,2$ mostradas na Figura 79, verifica-se significativas reduções na capacidade de deformação com o aumento da pressão interna, alcançando 58% ao comparar as condições de tração pura e $\sigma_\theta/\sigma_Y = 80\%$.

Figura 79 - Curvas carga-deformação axial para duto com $t = 12,7$ mm, $a/t = 0,2$ e $2c = 50$ mm submetido a diferentes níveis de P_i

Comparando as deformações críticas dos dutos com $t = 12,7$ mm e 25,4 mm (Figura 80), é observado que para baixos níveis de pressão interna o duto de menor espessura é capaz de suportar uma maior amplitude de deformação axial. No entanto, este duto possuiu uma maior sensibilidade à variação da pressão interna, resultando em uma queda acentuada na CDT, fazendo com que a partir de $P_i \approx 30\%$ o duto de espessura maior passasse a suportar maiores deformações axiais.

Figura 80 - Deformações críticas para dutos com $a/t = 0,2$, $2c = 50$ mm e com $t = 12,7$ mm e $t = 25,4$ mm

6.5. FORMULAÇÃO EMPÍRICA PARA PREVISÃO DA CTD DE DUTOS

Uma série de pesquisas foram realizadas nos últimos anos para investigação e caracterização da CDT de dutos com falhas em soldas circunferenciais e desenvolvimento de métodos de Avaliações Críticas de Engenharia (ECA) baseados em deformações [3]. A equação formulada por Tang *et. al* [68] se baseia em análises dimensionais e físicas acerca da dependência da CDT de dutos soldados nas propriedades do material de base e da solda, nas dimensões da trinca e níveis de pressão interna. A equação foi calibrada por meio da execução de 5760 análises numéricas com variações nas propriedades materiais e geométricas dos dutos e validade por meio de um estudo paramétrico com modelos em EF e 93 testes experimentais de dutos em escala real. As previsões realizadas mostraram um bom acordo entre a equação e os resultados dos testes.

A equação considera a CDT dependente de 10 parâmetros: diâmetro do duto D , espessura da parede do duto t , profundidade da trinca a , comprimento da trinca $2c$, desalinhamento da solda e , CTOD para um crescimento de trinca de 1 mm δ , tensão de escoamento σ_y , coeficiente de resistência A , expoente de encruamento n , razão entre as resistências dos metais de solda e de base λ e pressão interna P_i . A Eq. 38 deve ser usada para obtenção da CDT com $P_i = 80\%$.

$$CDT(80\%) = \frac{\left[\phi \left(n, \frac{A}{\sigma_y}, \lambda, \frac{e}{t} \right) \frac{\delta}{t} + c7 \right] \left(c1 \frac{D}{t} + c2 \right)}{c6 + c8 \left(\frac{\frac{a}{t}}{1 - \frac{a}{t}} \right)^{c3} \tanh \left(c4 \left(\frac{2c}{t} \right)^{c5} \right)} \quad \text{Eq. 38}$$

em que ϕ é uma função dependente de n , K/σ_y , λ e e/t . As constantes numéricas Cn foram calibradas por Tang et. al [68]. O Anexo II contém a formulação para obtenção de ϕ e os valores de C_i necessários para aplicação da equação.

O cálculo da CDT para outros níveis de pressão interna é executado relacionando o valor da $CDT(80\%)$ a um fator de pressão FP , calculado conforme a Eq. 39, em que P_i é inserido como um valor absoluto. A Eq. 40 apresenta o modo de cálculo da CDT para os demais níveis de pressão interna, assumindo um valor máximo de dois terços do alongamento uniforme ELU do material no instante em que a sua tensão última é alcançada nos ensaios de caracterização das propriedades elastoplásticas deste.

$$FP = \begin{cases} (3 * 10^{-4})(P_i)^2 - (3,3 * 10^{-4})P_i + 1,85, & P_i < 40 \\ 1, & P_i \geq 40 \end{cases} \quad \text{Eq. 39}$$

$$CDT = \begin{cases} FP * CDT(80\%), & CDT < \frac{2}{3}ELU \\ \frac{2}{3}ELU, & CDT \geq \frac{2}{3}ELU \end{cases} \quad \text{Eq. 40}$$

6.5.1. Aplicação da Formulação em Dutos

As Eq. 38 e Eq. 40 foram aplicadas nos dutos anteriormente estudados para verificação da concordância entre seus resultados e os obtidos por meio do modelo numérico calibrado para o material ASTM A285 Gr. C. Destaca-se que as comparações entre as previsões das CDT realizadas possuem caráter apenas exploratório, visto que a obtenção da formulação por Tang et. al [68] foi realizada com particularidades não atendidas pelo modelo numérico calibrado neste trabalho, como o material investigado, a qual a calibração da formulação considerou apenas dutos de aços API X60, X65, X70 e X80.

Em adição aos dutos apresentados, novas geometrias foram modeladas, consistindo em dois dutos com espessura de 12,7 mm, sendo um com comprimento e profundidade de trinca $2c = 100$ mm e $a/t = 0,2$, respectivamente, e o outro com $2c = 50$ mm e $a/t = 0,5$. Em ambos os casos, foram executadas as análises sob cinco níveis de pressão interna: 0, 10%, 25%, 50% e 80%, totalizando trinta análises.

As propriedades elastoplásticas do material $\sigma_y = 316$ MPa e $ELU = 18,3\%$ são as mesmas listadas na Tabela 4. O expoente de encruamento $n = 0,2$ e o coeficiente de resistência $A = 860$ MPa foram extraídos da equação de ajuste da curva tensão verdadeira – deformação

plástica verdadeira presente na Figura 22. O valor de δ foi obtido por meio da curva-R reportada por Ferreira *et al.* [64] para o SE(T) usado nesta pesquisa. A metodologia de cálculo deste parâmetro é apresentada no Anexo III. Não foram considerados desalinhamentos e diferenças entre a resistência dos metais de solda e de base, logo $e = 0$ e $\lambda = 0$.

A CDT numérica foi aferida como a deformação remota observada no início da propagação da trinca, indicando o início do rasgamento dúctil. Para isso, foram monitorados os elementos na ponta da trinca e verificado o instante da simulação em que ocorre a primeira exclusão de um elemento da malha por conta do modelo de dano, caracterizando o crescimento da trinca.

A Figura 81 apresenta os comparativos entre os resultados numéricos obtidos com o modelo de dano e as previsões realizadas com a Eq. 38. A reta à 45° em relação a ambos os eixos indica a proximidade entre estes dois valores. As previsões numéricas e analíticas dos dutos com $t = 12,7$ mm possuem menor desvio quando comparadas aos de $t = 25,4$ mm. Para os dutos de maior espessura, as previsões concordaram satisfatoriamente nos modelos com trincas rasas ($a/t = 0,2$) e curtas ($2c = 50$ mm). Nos modelos com trinca rasas e compridas ($2c = 100$ mm) os resultados concordaram para os níveis de pressão interna mais baixos e se mostraram conservadores com o seu aumento. Os demais casos investigados apresentaram previsões conservadoras.

As divergências nos resultados podem ser explicadas devido aos coeficientes C_i da equação. Estes, como comentado previamente, foram obtidos por meio de ajustes de análises numéricas usando modelos em EF de dutos fabricados de aços API X60, X65, X70 e X80. Portanto, as diferenças entre os materiais de calibração da equação e o do modelo numérico devem induzir erros nas previsões. Outra justificativa para as divergências pode estar na matriz de parâmetros e dimensões adotada na calibração da equação. A Tabela 12 contém os valores de diâmetro, profundidade, comprimento de trinca, expoente de encruamento, coeficiente de resistência e abertura da ponta da trinca usados por Tang *et al.* [68]. Nos dutos investigados com $t = 25,4$ mm, tem-se $D/t = 11,3$, sendo consideravelmente menor que o limite inferior de calibração da equação $D/t = 26,67$, diferentemente dos dutos com $t = 12,7$ mm, que possuem a razão $D/t = 22,62$, os quais suas previsões possuíram maior concordância. A relação a/t máxima para calibração foi de 0,25, inferior ao a/t máximo investigado de 0,5. As maiores divergências estão nas relações δ/t , em que os dutos investigados apresentam um valor mínimo de $\delta/t = 0,009$, bastante inferior ao mínimo usado na calibração da equação de $\delta/t = 0,04$. Quanto ao encruamento, adotou-se o valor mínimo presente na tabela de $n = 0,2$.

Figura 81 – Comparações entre a equação de previsão da CDT e o modelo numérico

Tabela 12 – Matriz de calibração da equação de previsão da CDT de dutos

D/t	a/t	$2c/t$	n	A/σ_y	δ/t
26,67	0,1; 0,15	2; 4; 6	0,2; 0,35	0,4; 0,8	0,04; 0,06
60,00	0,2; 0,25	8; 10	0,5	1,2	0,07; 0,1

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS E TRABALHOS FUTUROS

O processo de calibração de um modelo de dano fenomenológico composto por um critério de iniciação da fratura acoplado a uma lei de evolução do dano no material ASTM A285 Gr. C foi apresentado. Ensaios experimentais com corpos de prova axissimétricos lisos e entalhados, planos entalhados, geometrias retangulares de flexão em três pontos (SEB), retangular de tração (SET) e compactos de tensão (CT) foram usados na calibração dos coeficientes do modelo e posterior verificação da validade deste.

Análises por elementos finitos 3D não lineares foram executadas para obtenção dos históricos de tensões e deformações nos pontos críticos das amostras axissimétricas e planas aplicadas na calibração do critério de Mohr Coloumb Modificado usado como indicador da iniciação da fratura. A utilização dos dois tipos de geometrias de corpos de prova foi fundamentada devido à dependência do critério MCM nos parâmetros de triaxialidade e ângulo de Lode. No entanto, ambos os ensaios resultam em fraturas com altas triaxialidades e abrangem uma gama de parâmetro do ângulo de Lode apenas de 0 a 1. A calibração do critério de iniciação da fratura com testes sob η e $\bar{\theta}$ baixos ou negativos proverá maior aplicabilidade do modelo ao lhe tornar apto a realizar previsões mais assertivas quanto aos carregamentos de cisalhamento e compressão.

Os coeficientes da evolução do foram obtidos por meio de análises numéricas desenvolvidas para os ensaios de tenacidade à fratura com SE(B) de trinca profunda, visando a correta reprodução das curvas de respostas em carga – abertura da boca da trinca destes. Outras análises numéricas de ensaios de SE(B) de trinca rasa, C(T) com diferentes espessuras e SE(T) foram realizadas para validação do modelo de dano, o qual foi capaz de prever satisfatoriamente a fratura dúctil dos corpos de prova, mostrando a validade dos valores calibrados para os coeficientes do critério de iniciação da fratura e de evolução do dano.

Investigações numéricas usando o modelo de dano foram conduzidas para investigação dos efeitos da pressão interna e de parâmetros geométricos de trincas na capacidade de deformação de dutos carregados por tração axial. O modelo de dano adotado foi capaz de fornecer resultados sobre o comportamento mecânico global dos dutos. As simulações numéricas possibilitaram a condução de verificações da sensibilidade da resistência à fratura à variação dos parâmetros investigados, mostrando a possibilidade de aplicação do modelo de dano em problemas práticos de engenharia. Portanto, a verificação dos resultados das previsões por meio de dados de testes com dutos em escala real é uma atividade a ser executada para continuidade da pesquisa.

A aplicação da equação de previsão da capacidade de deformação dos dutos forneceu alguns resultados divergentes aos obtidos por meio das simulações com o modelo numérico calibrado. As principais limitações observadas estão no conservadorismo da equação em prever a capacidade de deformação apenas baseada no início do rasgamento dúctil e não o colapso plástico da estrutura, além dos materiais investigados e na matriz de parâmetros e dimensões adotada para calibração dos coeficientes da mesma. Portanto, recomenda-se como futuras atividades a serem desenvolvidas como continuação desta pesquisa a calibração dos coeficientes da equação de previsão da CDT usando o aço ASTM A285 Gr. C. Para garantir maior universalidade da mesma, uma gama maior de parâmetros e dimensões dos dutos deve ser adotada. É recomendado também o desenvolvimento de um novo modelo matemático de previsão da capacidade de deformação que inclua o colapso plástico como o indicador do estado limite da estrutura.

REFERÊNCIAS

- [1] EPE, “Balanço energético nacional: Ano base 2018,” 2019.
- [2] Agência Nacional do Petróleo Gás Natural e Biocombustíveis, “Anuário Estatístico Brasileiro do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis: 2020,” Rio de Janeiro, 2020.
- [3] N. Yoosef-Gdhosi, “Strain-Based Design of Pipelines,” *Oil Gas Pipelines Integr. Saf. Handb.*, pp. 37–47, 2015, doi: 10.1002/9781119019213.
- [4] C. A. Chua, D. N. Alleyne, and M. Calva, “Crack growth monitoring using low-frequency guided waves,” *Insight Non-Destructive Test. Cond. Monit.*, vol. 59, no. 2, pp. 64–71, 2017, doi: 10.1784/insi.2017.59.2.64.
- [5] W. Mohr, “Strain-Based Design of Pipelines,” Columbus, 2003.
- [6] G. E. Dieter, “Metalurgia Mecânica,” *Metal. Mecânica*, pp. 282–321, 1982.
- [7] J. Paulo, M. Brito, P. Marta, and C. Cardoso, “Ductile Fracture Prediction Using a Coupled Damage Model,” 2018.
- [8] D. Gross and T. Seelig, *Fracture Mechanics*, 2nd ed. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2011.
- [9] W. M. Garrison and N. R. Moody, “Ductile fracture,” *J. Phys. Chem. Solids*, vol. 48, no. 11, pp. 1035–1074, 1987, doi: 10.1016/0022-3697(87)90118-1.
- [10] A. Mendelson, *Plasticity : Theory and Application*. 1983.
- [11] T. Wierzbicki, Y. Bao, Y. W. Lee, and Y. Bai, “Calibration and evaluation of seven fracture models,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 47, no. 4-5 SPEC. ISS., pp. 719–743, 2005, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2005.03.003.
- [12] X. Gao, T. Zhang, M. Hayden, and C. Roe, “Effects of the stress state on plasticity and ductile failure of an aluminum 5083 alloy,” *Int. J. Plast.*, vol. 25, no. 12, pp. 2366–2382, 2009, doi: 10.1016/j.ijplas.2009.03.006.
- [13] S. M. Graham, T. Zhang, X. Gao, and M. Hayden, “Development of a combined tension-torsion experiment for calibration of ductile fracture models under conditions of low triaxiality,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 54, no. 1, pp. 172–181, 2012, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2011.10.007.
- [14] Y. Bai and T. Wierzbicki, “A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence,” *Int. J. Plast.*, vol. 24, no. 6, pp. 1071–1096, 2008, doi: 10.1016/j.ijplas.2007.09.004.
- [15] I. Barsoum and J. Faleskog, “Rupture mechanisms in combined tension and shear-Micromechanics,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 44, no. 17, pp. 5481–5498, 2007, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2007.01.010.
- [16] Y. Lou and H. Huh, “Evaluation of ductile fracture criteria in a general three-dimensional stress state considering the stress triaxiality and the lode parameter,” *Acta*

- Mech. Solida Sin.*, vol. 26, no. 6, pp. 642–658, 2013, doi: 10.1016/S0894-9166(14)60008-2.
- [17] F. A. McClintock, “A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes,” *J. Appl. Mech.*, vol. 35, no. 2, pp. 363–371, Jun. 1968, doi: 10.1115/1.3601204.
 - [18] J. R. Rice and D. M. Tracey, “On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 17, no. 3, pp. 201–217, 1969, doi: 10.1016/0022-5096(69)90033-7.
 - [19] A. L. Gurson, “Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth,” *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 99, no. 76, pp. 2–15, 1977.
 - [20] J. Lemaitre, “A continuous damage mechanics model for ductile fracture,” *J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME*, vol. 107, no. 1, pp. 83–89, 1985, doi: 10.1115/1.3225775.
 - [21] T. L. Anderson, *Fracture Mechanics*. CRC Press, 2017.
 - [22] D. De Recherche and D. De Recherche, “Doctorat ParisTech 1 ’ École Nationale Supérieure des Mines de Paris Modélisation hydrogéologique des aquifères de Paris et les écoulements souterrains,” 2013.
 - [23] A. A. Benzerga and J. B. Leblond, *Ductile Fracture by Void Growth to Coalescence*, vol. 44, no. November 2017. 2010.
 - [24] M. Achouri, G. Germain, P. Dal Santo, and D. Saidane, “Experimental characterization and numerical modeling of micromechanical damage under different stress states,” *Mater. Des.*, vol. 50, pp. 207–222, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2013.02.075.
 - [25] F. A. McClintock, S. M. Kaplan, and C. A. Berg, “Ductile fracture by hole growth in shear bands,” *Int. J. Fract. Mech.*, vol. 2, no. 4, pp. 614–627, 1966, doi: 10.1007/BF00184558.
 - [26] A. Weck, D. S. Wilkinson, H. Toda, and E. Maire, “2D and 3D visualization of ductile fracture,” *Adv. Eng. Mater.*, vol. 8, no. 6, pp. 469–472, 2006, doi: 10.1002/adem.200600034.
 - [27] Y. Bao and T. Wierzbicki, “On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 46, no. 1, pp. 81–98, 2004, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2004.02.006.
 - [28] L. Xue and Xue Liang, “Ductile fracture modeling: theory, experimental investigation and numerical verification,” *PhD Thesis*, no. January 2009, p. 251, 2007.
 - [29] N. Bonora, D. Gentile, A. Pirondi, and G. Newaz, “Ductile damage evolution under triaxial state of stress: Theory and experiments,” *Int. J. Plast.*, vol. 21, no. 5, pp. 981–1007, 2005, doi: 10.1016/j.ijplas.2004.06.003.
 - [30] A. C. Mackenzie, J. W. Hancock, and D. K. Brown, “On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 9, no. 1, 1977, doi: 10.1016/0013-7944(77)90062-5.

- [31] J. Lemaitre, “Coupled elasto-plasticity and damage constitutive equations,” *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 51, no. 1–3, pp. 31–49, 1985, doi: 10.1016/0045-7825(85)90026-X.
- [32] B. Marini, F. Mudry, and A. Pineau, “Ductile rupture of A508 steel under nonradial loading,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 22, no. 3, pp. 375–386, 1985, doi: 10.1016/0013-7944(85)90139-0.
- [33] P. W. Bridgman, *Studies in Large Plastic Flow and Fracture*. Harvard University Press, 1964.
- [34] C. A. Cuenca and D. F. B. Sarzosa, “Modeling ductile fracture using critical strain locus and softening law for a typical pressure vessel steel,” *Int. J. Press. Vessel. Pip.*, vol. 183, no. April, p. 104081, 2020, doi: 10.1016/j.ijpvp.2020.104081.
- [35] Y. Bao, “Prediction of ductile crack formation in uncracked bodies,” *PhD Thesis*, p. 252, 2003.
- [36] R. Kiran and K. Khandelwal, “Experimental studies and models for ductile fracture in ASTM A992 steels at high triaxiality,” *J. Struct. Eng. (United States)*, vol. 140, no. 2, pp. 1–11, 2014, doi: 10.1061/(ASCE)ST.1943-541X.0000828.
- [37] R. Kiran and K. Khandelwal, “Gurson model parameters for ductile fracture simulation in ASTM A992 steels,” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 37, no. 2, pp. 171–183, 2014, doi: 10.1111/ffe.12097.
- [38] J. B. Stewart, “Development of Yield Criteria for Describing the Behavior of,” pp. 1–251, 2009.
- [39] L. Xia and C. F. Shih, “Ductile crack growth-I. A numerical study using computational cells with microstructurally-based length scales,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 43, no. 2, pp. 233–259, 1995, doi: 10.1016/0022-5096(94)00064-C.
- [40] V. Tvergaard, “On localization in ductile materials containing spherical voids,” *Int. J. Fract.*, vol. 18, no. 4, pp. 237–252, 1982, doi: 10.1007/BF00015686.
- [41] A. Needleman and V. Tvergaard, “An analysis of ductile rupture in notched bars,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 32, no. 6, pp. 461–490, 1984, doi: 10.1016/0022-5096(84)90031-0.
- [42] J. Besson, *Continuum models of ductile fracture: A review*, vol. 19, no. 1. 2010.
- [43] J. Lian, M. Sharaf, F. Archie, and S. Münstermann, “A hybrid approach for modelling of plasticity and failure behaviour of advanced high-strength steel sheets,” *Int. J. Damage Mech.*, vol. 22, no. 2, pp. 188–218, 2013, doi: 10.1177/1056789512439319.
- [44] D. P. Clausing, “Effect of plastic strain state on ductility and toughness,” *Int. J. Fract. Mech.*, vol. 6, no. 1, pp. 71–85, 1970, doi: 10.1007/BF00183662.
- [45] J. W. Hancock, “A Comparison of Void Growth and Ductile Failure in Plane and Axisymmetric States of Strain,” in *Chemistry and Physics of Fracture*, Dordrecht: Springer Netherlands, 1987, pp. 148–160.

- [46] Y. Bai, X. Teng, and T. Wierzbicki, "On the application of stress triaxiality formula for plane strain fracture testing," *J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME*, vol. 131, no. 2, pp. 0210021–02100210, 2009, doi: 10.1115/1.3078390.
- [47] Y. Bai, "Effect of Loading History on Necking and Fracture," *Technology*, no. 2000, pp. 1–262, 2008.
- [48] D. E. Green, K. W. Neale, S. R. MacEwen, A. Makinde, and R. Perrin, "Experimental investigation of the biaxial behaviour of an aluminum sheet," *Int. J. Plast.*, vol. 20, no. 8–9, pp. 1677–1706, 2004, doi: 10.1016/j.ijplas.2003.11.012.
- [49] J. Ha, M. Baral, and Y. P. Korkolis, "Ductile fracture of an aluminum sheet under proportional loading," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 132, p. 103685, 2019, doi: 10.1016/j.jmps.2019.103685.
- [50] T. Coppola, L. Cortese, and P. Folgarait, "The effect of stress invariants on ductile fracture limit in steels," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 76, no. 9, pp. 1288–1302, 2009, doi: 10.1016/j.engfracmech.2009.02.006.
- [51] I. Barsoum, J. Faleskog, and S. Pingle, "The influence of the lode parameter on ductile failure strain in steel," *Procedia Eng.*, vol. 10, pp. 69–75, 2011, doi: 10.1016/j.proeng.2011.04.014.
- [52] J. Faleskog and I. Barsoum, "Tension-torsion fracture experiments - Part I: Experiments and a procedure to evaluate the equivalent plastic strain," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 50, no. 25–26, pp. 4241–4257, 2013, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2013.08.029.
- [53] M. Paredes and T. Wierzbicki, "Effect of internal pressure on tensile strain capacity and constraint of defective pipes using damage model," *Proc. Int. Offshore Polar Eng. Conf.*, vol. 2015-Janua, pp. 573–582, 2015.
- [54] M. Paredes, D. F. B. Sarzosa, R. Savioli, T. Wierzbicki, D. Y. Jeong, and D. C. Tyrell, "Ductile tearing analysis of TC128 tank car steel under mode I loading condition," *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 96, no. September 2017, pp. 658–675, 2018, doi: 10.1016/j.tafmec.2017.10.006.
- [55] Y. Li and T. Wierzbicki, "Prediction of plane strain fracture of AHSS sheets with post-initiation softening," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 47, no. 17, pp. 2316–2327, 2010, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2010.04.028.
- [56] Y. Bai and T. Wierzbicki, "Application of extended Mohr-Coulomb criterion to ductile fracture," *Int. J. Fract.*, vol. 161, no. 1, pp. 1–20, 2010, doi: 10.1007/s10704-009-9422-8.
- [57] M. Saneian, P. Han, S. Jin, and Y. Bai, "Fracture response of steel pipelines under combined tension and torsion," *Thin-Walled Struct.*, vol. 154, no. January, p. 106870, 2020, doi: 10.1016/j.tws.2020.106870.
- [58] J. W. Hancock and A. C. Mackenzie, "On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 24, no. 2–3, pp. 147–160, 1976, doi: 10.1016/0022-5096(76)90024-7.

- [59] M. Sadhinoch, E. H. Atzema, E. S. Perdahcioglu, and A. H. Van Den Boogaard, "Numerical and Experimental Validation of a New Damage Initiation Criterion," *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. 896, no. 1, 2017, doi: 10.1088/1742-6596/896/1/012080.
- [60] A. Hillerborg, M. Moder, and P. E. Petersson, "Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements," *Cem. Concr. Res.*, vol. 6, no. 6, pp. 773–781, 1976, doi: 10.1016/0008-8846(76)90007-7.
- [61] Simulia, *Abaqus / CAE 6.14 User's Manual*. 2014, pp. 1–1146.
- [62] M. Paredes, T. Wierzbicki, and P. Zelenak, "Prediction of crack initiation and propagation in X70 pipeline steels," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 168, pp. 92–111, 2016, doi: 10.1016/j.engfracmech.2016.10.006.
- [63] C. A. Cuenca and D. F. B. Sarzosa, "Modeling ductile fracture using critical strain locus and softening law for a typical pressure vessel steel," *Int. J. Press. Vessel. Pip.*, vol. 183, no. March, p. 104081, 2020, doi: 10.1016/j.ijpvp.2020.104081.
- [64] D. A. Ferreira, R. Savioli, and D. F. B. Sarzosa, "New formulation for fracture toughness characterization using four-point bend specimens," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 241, no. July, p. 107409, 2021, doi: 10.1016/j.engfracmech.2020.107409.
- [65] E. Smith and B. M. Patchett, "Effects of Notch Acuity and Side Grooving on Fracture Toughness - 2. Slow Bend.," *Weld. J. (Miami, Fla.)*, vol. 54, no. 7, pp. 169–177, 1975.
- [66] L. L. S. Mathias, D. F. B. Sarzosa, and C. Ruggieri, "Effects of specimen geometry and loading mode on crack growth resistance curves of a high-strength pipeline girth weld," *Int. J. Press. Vessel. Pip.*, vol. 111–112, pp. 106–119, 2013, doi: 10.1016/j.ijpvp.2013.06.003.
- [67] J. Jansen, "Partially Displacement Controlled conditions in the overbend: During S-lay pipeline installation," Delft University of Technology, 2018.
- [68] H. Tang, D. Fairchild, M. Panico, J. Crapps, and W. Cheng, "Strain capacity prediction of strain-based pipelines," *Proc. Bienn. Int. Pipeline Conf. IPC*, vol. 4, pp. 1–12, 2014, doi: 10.1115/IPC2014-33749.
- [69] S. Kibey *et al.*, "Full-scale test observations for measurement of tensile strain capacity of welded pipelines," *Proc. Int. Offshore Polar Eng. Conf.*, vol. 8, pp. 660–667, 2011.
- [70] S. Igi, T. Sakimoto, and S. Endo, "Effect of internal pressure on tensile strain capacity of X80 pipeline," *Procedia Eng.*, vol. 10, pp. 1451–1456, 2011, doi: 10.1016/j.proeng.2011.04.241.
- [71] A. Bastola, J. Wang, H. Shitamoto, A. Mirzaee-Sisan, M. Hamada, and N. Hisamune, "Investigation on the strain capacity of girth welds of X80 seamless pipes with defects," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 180, pp. 348–365, 2017, doi: 10.1016/j.engfracmech.2017.06.010.
- [72] J. M. Fairchild, D.P.; Tang, H.; Shafrov, S.Y.; Cheng, W.; Crapps, "Observations on the Design, Execution, and Use of Full-Scale Testing For Strain-Based Design Pipelines," in *The Twenty-fourth International Ocean and Polar Engineering*

Conference, 2015.

- [73] C. F. Shih, “Relationship between the J-integral and the COD for stationary and extending cracks,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 29, no. 4, pp. 305–326, 1981.
- [74] D. F. B. Sarzosa and C. Ruggieri, “Further Insights on the Relationship Between J and CTOD for SE(B) and SE(T) Specimens Including Ductile Crack Propagation,” in *Volume 6B: Materials and Fabrication*, 2015, doi: 10.1115/PVP2015-45672.

ANEXO I – DEFORMAÇÕES PRINCIPAIS NAS PLACAS PLANAS ENTALHADAS

Figura 82 - Deformações principais no elemento crítico do corpo de prova PE3_44

Figura 83 - Deformações principais no elemento crítico do corpo de prova PE6_70

Figura 84 - Deformações principais no elemento crítico do corpo de prova PE16_80

ANEXO II – EQUAÇÃO DE PREVISÃO DA CDT EXXONMOBIL

A Eq. 38 usada na previsão da CDT de dutos proposta pela ExxonMobil e apresentada em [68] possui o termo ϕ que é uma função das propriedades de tensão-deformação, da razão entre as resistências entre os metais de base e solda e do desalinhamento do duto. A função ϕ é escrita como:

$$\phi\left(n, \frac{A}{\sigma_Y}, \lambda, \frac{e}{t}\right) = \left[W1\left(n, \frac{A}{\sigma_Y}\right)\lambda + W2\left(n, \frac{A}{\sigma_Y}\right)\right]\frac{e}{t} + W3\left(n, \frac{A}{\sigma_Y}\right)\lambda + W4\left(n, \frac{A}{\sigma_Y}\right) \quad \text{Eq. 41}$$

em que W_K é uma nova função dependente apenas das propriedades de tensão-deformação do material do duto. Os valores W_K com $K = 1, 2, 3$ e 4 são calculados por:

$$W_K\left(n, \frac{A}{\sigma_Y}\right) = h_{3K-2}\left(\frac{A}{\sigma_Y}\right)n^2 - h_{3K-1}\left(\frac{A}{\sigma_Y}\right)n + h_{3K}\left(\frac{A}{\sigma_Y}\right) \quad \text{Eq. 42}$$

onde a função $h_k\left(\frac{A}{\sigma_Y}\right)$ com $k = 3K - 2, 3K - 1$ e $3K$ é dada por:

$$h_k\left(\frac{A}{\sigma_Y}\right) = C_{6+3k}\left(\frac{A}{\sigma_Y}\right)^2 + C_{7+3k}\left(\frac{A}{\sigma_Y}\right) + C_{8+3k} \quad \text{Eq. 43}$$

Para a escrita completa da Eq. 38 são necessários 44 coeficientes. Estes coeficientes são apresentados em [68] e na Tabela 13, sendo obtidos por meio de ajustes de resultados de análises por EF usando um modelo computacional de dano dúctil para simular o avanço de trincas em dutos com pressão interna.

Tabela 13 - Coeficientes da equação de previsão da CDT [68]

C1	0,01973	C12	20,61471	C23	-0,95869	C34	-0,76244
C2	4,50574	C13	-28,57630	C24	0,12268	C35	0,22541
C3	1,45079	C14	7,30072	C25	-0,26825	C36	-0,41409
C4	0,04783	C15	-2,65188	C26	0,08220	C37	0,60968
C5	1,57864	C16	3,28919	C27	5,95617	C38	-0,26655
C6	0,10629	C17	-0,98321	C28	-8,42620	C39	0,24184
C7	0,00018	C18	2,13973	C29	2,15706	C40	-0,33417
C8	6,38864	C19	-3,64784	C30	-4,27239	C41	0,16286
C9	-29,98981	C20	1,61547	C31	6,23506	C42	-0,03185
C10	41,76668	C21	-1,04903	C32	-1,56633	C43	0,05717
C11	-11,18318	C22	1,84314	C33	0,57519	C44	-0,01505

ANEXO III – OBTENÇÃO DE δ QUANDO $\Delta a = 1\text{mm}$

A obtenção do parâmetro de Abertura da Ponta da Trinca δ (CTOD) quando a trinca cresce 1 mm ($\Delta a = 1\text{mm}$) foi realizada por meio das curvas de resistência J-R para o aço A285 Grau C reportadas por Ferreira *et al.* [64], apresentadas na Figura 85 para cinco ensaios de fraturas com diferentes tipos de amostras ou razão a/W .

Figura 85 - Curvas J-R para as amostras de aço ASTM A285 Grau C [64]

Em condições próximas ao início da propagação da trinca, os parâmetros integral J e CTOD podem ser relacionados com a formulação proposta por Shih [73]:

$$\delta = d_n \frac{J}{\sigma_Y} \quad \text{Eq. 44}$$

em que d_n é uma constante adimensional dependente do estado de tensão e das propriedades materiais. Sarzosa e Ruggieri [74] propuseram as seguintes formulações a serem usadas na obtenção da constante d_n para corpos de prova do tipo SE(T), sendo $m = 1/d_n$ e $N = 1/n$.

$$m = h_1 \left(\frac{a}{W} \right) + h_2(N) \quad \text{Eq. 45}$$

$$h_1 = 0,243 - 0,519 \left(\frac{a}{W} \right) + 0,742 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \quad \text{Eq. 46}$$

$$h_2 = 11,545n^{-1} + 0,029N \quad \text{Eq. 47}$$

Das curvas J-R presentes na Figura 85, a correspondente ao SE(T) com $a/W = 0,35$ assume o valor de $J \approx 865 \text{ KJ}/m^2$ quando $\Delta a = 1mm$. Os demais parâmetros calculados estão listados a seguir:

$$h_1 = 0,154 \text{ e } h_2 = 2,454 \quad \text{Eq. 48}$$

$$m = 12,316 \quad \text{Eq. 49}$$

$$\delta = 0,230 \text{ mm} \quad \text{Eq. 50}$$